

**Additive Fertigung einer  
hypereutektischen  
Aluminium-Silizium Legierung zur  
Herstellung von Spiegelsubstraten**

Dissertation

zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)

vorgelegt dem Rat der Physikalisch-Astronomischen Fakultät  
der Friedrich-Schiller-Universität Jena

von Dipl.-Ing. Enrico Hilpert

geboren am 02.11.1984 in Meiningen

Gutachter:

1. Prof. Dr. rer. nat. habil. Andreas Tünnermann, Friedrich-Schiller-Universität Jena
2. Prof. Dr. rer. nat. habil. Dr. h. c. Markus Rettenmayr, Friedrich-Schiller-Universität Jena
3. Prof. Dr.-Ing. Jens Bliedtner, Ernst-Abbe-Hochschule Jena

Tag der Disputation: 13. Juli 2020



# Ehrenwörtliche Erklärung

Ich erkläre hiermit ehrenwörtlich, dass ich die vorliegende Arbeit selbstständig, ohne unzulässige Hilfe Dritter und ohne Benutzung anderer als der angegebenen Hilfsmittel und Literatur angefertigt habe. Die aus anderen Quellen direkt oder indirekt übernommenen Daten und Konzepte sind unter Angabe der Quelle gekennzeichnet. Bei der Durchführung der folgenden Tätigkeiten haben mir die nachstehend aufgeführten Personen unentgeltlich geholfen:

- Probenpräparation (Polieren): Gilbert Leibeling, Fraunhofer IOF
- Computertomographie-Messung: Roland Ramm, Fraunhofer IOF
- Mechanische Fertigung: Kollegen der Werkstatt des Fraunhofer IOF unter Leitung von Ronald Schmidt

Weitere Personen waren an der inhaltlich-materiellen Erstellung der vorliegenden Arbeit nicht beteiligt. Insbesondere habe ich hierfür nicht die entgeltliche Hilfe von Vermittlungs- bzw. Beratungsdiensten (Promotionsberater oder andere Personen) in Anspruch genommen. Niemand hat von mir unmittelbar oder mittelbar geldwerte Leistungen für Arbeiten erhalten, die im Zusammenhang mit dem Inhalt der vorgelegten Dissertation stehen.

Die Arbeit wurde bisher weder im In- noch im Ausland in gleicher oder ähnlicher Form einer anderen Prüfungsbehörde vorgelegt.

Die geltende Promotionsordnung der Physikalisch-Astronomischen Fakultät ist mir bekannt.

Ich versichere ehrenwörtlich, dass ich nach bestem Wissen die reine Wahrheit gesagt und nichts verschwiegen habe.

Ort/Datum

Unterschrift des Verfassers

## Kurzfassung

Die vorliegende Arbeit beschreibt die Fertigung einer hypereutektischen Aluminium-Silizium Legierung durch Selektives Laserschmelzen und die Nutzung dieses Verfahrens zur Herstellung von Metalloptiken. Durch diesen Ansatz werden metallische Spiegel für Weltraumanwendungen mit einer hohen Massereduktion ermöglicht. Aluminium mit 40 ma% Silizium besitzt einen an die Polierschicht Chemisch Nickel-Phosphor angepassten thermischen Ausdehnungskoeffizienten. Dies wird ausgenutzt, um athermale Metalloptiken in einem Temperaturbereich von  $-185\text{ °C}$  bis  $100\text{ °C}$  zu realisieren. Diese Anpassung wird für den additiv gefertigten Werkstoff nachgewiesen. Prozessparameter für die Verarbeitung von AlSi40-Pulver durch Selektives Laserschmelzen werden grundlegend erarbeitet. Durch Optimierung wird eine Fertigung von Strukturen mit Größen unter 0,5 mm ermöglicht. Die resultierende Porosität bleibt dabei unter einem Wert von 0,1 %. Untersuchungen zum mechanischen und thermischen Verhalten des generierten Werkstoffs zeigen die Anwendbarkeit als Substratmaterial für Metalloptiken. Vorgestellt wird ein Designansatz, der die Methoden des konventionellen Leichtbaus erweitert und eine Massereduktion von über 60 % erreicht. Dazu werden die Möglichkeiten des Verfahrens und der erarbeiteten Parameter ausgenutzt. Anhand eines Demonstrators wird gezeigt, dass die erreichbare Oberflächenqualität durch eine etablierte Fertigungskette durch das leichtere Design nicht negativ beeinflusst wird. Die erreichte optische Qualität erlaubt den Betrieb des Demonstrators im visuellen Spektralbereich.

## Abstract

The present work describes additive manufacturing of a hypereutectic aluminum-silicon alloy by Selective Laser Melting, which is utilized to manufacture metal mirror substrates. This approach enables highly mass-reduced metal optics for space applications. Aluminum incorporating 40 wt% silicon exhibits a lower coefficient of thermal expansion compared to other Al alloys, which provides a matched expansion to a nickel phosphorus polishing layer. This reduces the thermal mismatch of substrate and coating, thereby making this material combination suitable for a wide temperature range from  $-185\text{ }^{\circ}\text{C}$  to  $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ . This work provides proof for the thermal matching by means of measurements of the coefficient of thermal expansion. Parameters for processing of AlSi40 powder by Selective Laser Melting are evaluated. Optimization is carried out to enable the manufacturing of fine-structured features with a thickness of  $< 0.5\text{ mm}$ . The resulting volume porosity is maintained at values below 0.1 %. Studies of thermal and mechanical properties of the newly generated material show good applicability for the manufacturing of substrates for metal optics. A design is proposed which exhibits a mass reduction factor of  $> 60\text{ }%$  and cannot be manufactured by conventional techniques. This design fully exploits the possibilities offered by additive manufacturing technologies. A demonstrator, which is manufactured to optical precision without negative implications by the design or additive pre-processing proves the performance of this approach. The resulting shape accuracy and roughness is suitable for applications in the visible spectral range.

# Inhaltsverzeichnis

<b>1</b>	<b>Einleitung</b>	<b>3</b>
<b>2</b>	<b>Wissenschaftlicher Stand</b>	<b>5</b>
2.1	Werkstoffe und Fertigungstechnik für Metalloptiken . . . . .	5
2.2	Konventionelle Ansätze zur Massereduktion von Metalloptiken . . . . .	6
2.3	Das Selektive Laserschmelzen . . . . .	9
2.3.1	Funktionsweise und ausgewählte Parameter . . . . .	9
2.3.2	Spezifische Eigenschaften additiv hergestellter Werkstoffe . . . . .	13
2.3.3	Designrichtlinien für das Selektive Laserschmelzen . . . . .	14
2.3.4	Erforschte Metall-Werkstoffsysteme für die additive Fertigung . . . . .	15
2.4	Das Aluminium-Silizium-System . . . . .	17
2.5	Stand der Literatur zur Additiven Fertigung von Metalloptiken . . . . .	20
<b>3</b>	<b>Motivation und Zielsetzung der Arbeit</b>	<b>22</b>
<b>4</b>	<b>Charakterisierung des Metallpulvers für das Additive Fertigungsverfahren</b>	<b>23</b>
4.1	Morphologie und Partikelgrößenverteilung . . . . .	23
4.2	Analyse der Mikrostruktur . . . . .	24
<b>5</b>	<b>Entwicklung von Prozessparametern zur Additiven Herstellung von AlSi40</b>	<b>26</b>
5.1	Grundlegende Parameter und verwendete Anlagentechnik . . . . .	26
5.2	Variation der Laserparameter . . . . .	27
5.2.1	Generierung und Charakterisierung von Einzelschmelzspuren . . . . .	27
5.2.2	Erzeugung von Volumen . . . . .	31
5.2.3	Optimierung der Konturbelichtung . . . . .	38
<b>6</b>	<b>Untersuchungen des generierten Werkstoffs</b>	<b>41</b>
6.1	Charakterisierung der Mikrostruktur . . . . .	42
6.1.1	Der “as-built”-Zustand . . . . .	42
6.1.2	Gefügemodifikationen durch Wärmebehandlung . . . . .	44
6.1.3	Scannende Transmissionselektronenmikroskopie . . . . .	49
6.1.4	Analyse der Siliziumpartikel . . . . .	50
6.2	Dreidimensionale Porositätsanalyse durch Röntgen-Computertomographie . . . . .	53
6.3	Ermittlung mechanischer Kenngrößen . . . . .	58
6.3.1	Elastizitätsmodul und Dehngrenze . . . . .	60

6.3.2	Analyse der Bruchflächen . . . . .	63
6.4	Ermittlung des thermischen Ausdehnungskoeffizienten . . . . .	66
6.5	Bestimmung des Eigenspannungszustandes mittels Neutronenbeugung . .	70
6.5.1	Theoretische Betrachtungen und Versuchsaufbau . . . . .	70
6.5.2	Referenzmessung an AlSi40 Pulvermaterial . . . . .	73
6.5.3	Messung der SLM-gefertigten Proben . . . . .	73
<b>7</b>	<b>Auswertung und Diskussion der Ergebnisse</b>	<b>76</b>
7.1	Beschreibung der initialen und modifizierten Mikrostruktur . . . . .	76
7.2	Mechanische Eigenschaften des Werkstoffes . . . . .	81
7.3	Bedeutung der Porosität für die Zugfestigkeit . . . . .	85
<b>8</b>	<b>Herstellung eines Metalloptik-Demonstrators</b>	<b>92</b>
8.1	Beschreibung des funktionellen Designs . . . . .	92
8.2	Definition der Innenstruktur sowie Beschreibung der Konstruktionsricht- linien hinsichtlich der additiven Fertigung . . . . .	92
8.3	Mechanische Bearbeitung und Charakterisierung der optischen Qualität .	94
<b>9</b>	<b>Richtlinien zur Additiven Herstellung eines Spiegelsubstrats aus AlSi40</b>	<b>96</b>
<b>10</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick</b>	<b>98</b>
	<b>Abkürzungen und Variablen</b>	<b>101</b>
	<b>Literatur</b>	<b>109</b>

# 1 Einleitung

Die Möglichkeiten des Erkenntnisgewinns durch weltraumbasierte Studien sind in der heutigen Zeit ein unverzichtbarer Bestandteil wissenschaftlicher Forschung. Eine erdumspannende Messung und Auswertung von klimatischen Bedingungen wie Temperatur, atmosphärischer Zusammensetzung, Aerosolen, Albedo, Vegetationsdaten und vieles mehr sind nahezu in Echtzeit verfügbar. Ermöglicht wird dies durch hochpräzise optische Instrumente, wie Teleskope, Spektrometer und Scanner. Diese Systeme erfordern auf Einzelkomponentenbasis Formgenauigkeiten und Rauheiten im Nanometerbereich, um die optische Funktionalität zu gewährleisten. Metallische Spiegel stellen eine etablierte und kosteneffiziente Technologie für die Realisierung reflektierender Komponenten dar. Metalloptiksubstrate werden größtenteils aus Aluminium-, Beryllium- und Kupferlegierungen hergestellt [1, 2]. Berylliumlegierungen werden aufgrund der Toxizität ihrer Verbindungen zunehmend durch alternative Materialien ersetzt. Aluminiumlegierungen sind aufgrund ihrer geringen Dichte und guten Bearbeitungseigenschaften, sowie der hohen Langzeitstabilität ein verbreitetes Werkstoffsystem. Al6061 (AlMg1SiCu) ist neben der Nutzung als Konstruktionswerkstoff eine der am häufigsten verwendeten Legierungen für Metalloptiken [2].

Eine etablierte Methode, eine hoch genaue Politur von Metalloptiken und damit den Betrieb bei kurzen Wellenlängen zu ermöglichen, ist die Beschichtung mit einem amorphen Werkstoff. Chemisch Nickel-Phosphor (NiP) wird in der Optikfertigung für diesen Zweck eingesetzt [3, 4], da diese Verbindung ab einem Phosphorgehalt von etwa 10,5 ma% röntgenamorph ist [5]. NiP ist allerdings aufgrund des Unterschieds in der thermischen Ausdehnung im Vergleich zu Aluminium nur eingeschränkt einsetzbar, da es unter wechselnden Temperaturbedingungen zu thermisch induzierten Verformungen kommt [6]. Durch den Einsatz eines alternativen Substratmaterials kann dieser Nachteil ausgeglichen werden. Hypereutektische Aluminium-Silizium Legierungen besitzen eine hohe thermische Stabilität, geringe Dichte, hohe spezifische Steifigkeit, sowie eine gute Korrosionsbeständigkeit. Aufgrund der hohen thermischen Leitfähigkeit ( $120$  bis  $180 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ ) und des geringen thermischen Ausdehnungskoeffizienten (CTE) ( $< 15 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ) werden hochsiliziumhaltige AlSi-Werkstoffe als Einhausungsmaterial für elektronische Bauteile eingesetzt [7]. Die Verwendung von Aluminium mit etwa 40 ma% Silizium (AlSi40) reduziert den CTE signifikant, sodass die Differenz zur Chemisch Nickel-Polierschicht minimal ist [8]. Somit kann eine unerwünschte Verformung durch unterschiedliche CTE in einem Temperaturbereich von  $-185 \text{ }^\circ\text{C}$  bis  $100 \text{ }^\circ\text{C}$  vermieden werden [6, 9, 10], was

den Betrieb unter kryogenen Bedingungen im Weltraum ermöglicht.

Komponenten für den Betrieb im Weltraum müssen aufgrund strenger Limitierungen der transportierbaren Nutzlast (“payload”) massereduziert werden [11]. Dies wird bei Metalloptiken durch Entfernung von Material mittels spanender Verfahren realisiert. Die Kombination aus strukturellem Leichtbau einer Metalloptik und der Fertigung und Aufrechterhaltung der hoch genauen optischen Funktionsfläche ist eine Herausforderung [2]. Eine hohe Massereduktion kann zu Beeinträchtigungen der optischen Qualität führen und die mechanische Stabilität des Optiksubstrats verringern. Ein weiteres Problem sind eingeschränkte Gestaltungsmöglichkeiten von Leichtgewichtsstrukturen, die aus den verwendeten Fertigungsverfahren resultieren. Das Potential der additiven Fertigung von Optiken liegt in der selektiven Einsparung von Material in Bereichen, die nicht oder nur gering zur Stabilität des Substrats beitragen, auch wenn diese an für klassische Bearbeitungsmethoden unzugänglichen Positionen lokalisiert sind. Durch diesen Ansatz ist eine höhere Massereduktion bei geringerer Beeinträchtigung der optischen Qualität erreichbar. Die Realisierung additiv gefertigter massereduzierter Spiegelsubstrate aus AlSi40 verbindet die Vorteile einer leichteren Optik mit dem athermalen Design der Werkstoffkombination AlSi40 + NiP.

Das Selektive Laserschmelzen als additives Verfahren generiert Bauteile direkt aus digitalen Daten. Aufgrund verfahrensspezifischer Randbedingungen, wie dem schichtweisen Aufbau aus einem Pulver und sehr hoher Abkühlgeschwindigkeiten sind die resultierenden Werkstoffeigenschaften nicht mit denen konventionell hergestellter Halbzeuge vergleichbar. Dies macht grundlegende Untersuchungen des Werkstoffs notwendig, um eine Qualifizierung für den Einsatz als Substratmaterial für Optiken zu erreichen. Weiterhin eröffnet sich die Gelegenheit, Werkstoffeigenschaften direkt im Herstellungsprozess zu beeinflussen und an das zu fertigende Bauteil anzupassen. Die grundsätzliche Eignung der additiven Fertigung für mechanische und optische Bauteile hängt von der Reproduzierbarkeit und den spezifischen Eigenschaften, insbesondere der Porosität des Werkstoffes ab. Eine detaillierte Beschreibung aller an der Fertigung beteiligten Prozesse vom Pulver bis zum Bauteil ist von höchster Bedeutung. Durch die Integration eines additiv gefertigten Substrats in die etablierte Fertigungskette zur Herstellung einer Metalloptik können die Vorteile eines weiterentwickelten und leichteren Designs mit einer hochpräzisen optischen Funktion vereint werden. Der Nachweis vergleichbarer optischer Qualität zwischen beiden Ansätzen unter gleichen Fertigungsbedingungen ist ein wichtiger Meilenstein für die Anwendung additiver Verfahren in der Optik.

## 2 Wissenschaftlicher Stand

### 2.1 Werkstoffe und Fertigungstechnik für Metalloptiken

Im Bereich der Fertigung von Metalloptiken haben sich unterschiedliche Werkstoffe etabliert. Die wichtigsten sind Aluminiumlegierungen, Beryllium, Invar, sowie Kupfer, seltener auch Titanlegierungen [2]. Materialien mit hoher spezifischer Steifigkeit<sup>1</sup> sind von besonderem Interesse für Leichtgewichtsoptiken [2]. Beryllium weist das beste Verhältnis aller Metalle auf, wird allerdings aufgrund der akuten Toxizität sowie kanzerogener Eigenschaften seiner Oxide problematisch gesehen [12, 13]. Titan besitzt sehr gute mechanische Eigenschaften, die Bearbeitung durch spanende Verfahren ist jedoch vor allem aufgrund der niedrigen thermischen Leitfähigkeit schwierig und mit hohem Werkzeugverschleiss verbunden [14]. Aluminiumlegierungen zeigen eine geringere mechanische Festigkeit als Titan oder Beryllium, lassen sich jedoch hervorragend zerspanen und besitzen eine sehr geringe Dichte, was leichte Komponenten ermöglicht. Al6061 ist eine der am häufigsten eingesetzten Aluminiumlegierungen aufgrund der durch Ausscheidungshärtung guten mechanischen Eigenschaften, der hohen spezifischen Steifigkeit [15] und der sehr guten Langzeitstabilität [1, 2].

Partikelverstärkte Aluminiumwerkstoffe bieten den Vorteil einer gesteigerten mechanischen Festigkeit und einer weiter reduzierten Dichte, sofern die Verstärkungsphase eine geringere Dichte besitzt. Eine Festigkeitssteigerung kann beispielsweise durch Einlagerung von Silizium oder Siliziumkarbid erreicht werden, wobei der Elastizitätsmodul und damit die Steifigkeit mit zunehmendem Anteil an Verstärkungsphase ansteigt [16]. Aluminium-Silizium Legierungen haben sich für die Herstellung von Metalloptiken weiter etabliert [17–19]. Hintergrund ist die thermische Anpassung des Substratmaterials an die Nickel-Phosphor Schicht (siehe Kap. 1). Dieses Material besitzt einen geringeren thermischen Ausdehnungskoeffizienten als Aluminium (Al:  $23 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ , NiP: ca.  $13 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  [6]). Dieser Unterschied führt zu thermisch induzierter Verformung eines Bauteils unter wechselnden Temperaturen [6]. AlSi40 besitzt in einem Temperaturbereich von etwa  $-185 \text{ °C}$  bis  $100 \text{ °C}$  einen nur gering abweichenden CTE zu NiP (Differenz  $< 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ) und macht damit diesen Temperaturbereich für die Anwendung von NiP-beschichteten Metalloptiken mit minimaler Verformung zugänglich.

Die Fertigung einer Metalloptik umfasst diverse Schritte zur Formgebung und Gene-

---

<sup>1</sup>Die spezifische Steifigkeit bezieht sich auf das Verhältnis aus Elastizitätsmodul und Dichte, Materialien mit hoher spezifischer Steifigkeit besitzen einen hohen Elastizitätsmodul und eine geringe Dichte.



rierung einer niedrigen Rauheit auf einem Spiegelträger bzw. Substrat, sowie Beschichtungsprozesse. Diese erfüllen fertigungstechnische (NiP als Polierschicht) und schließlich optische Funktionen. Die Vergütung mit einer Hochreflexionsschicht, angepasst an die zu reflektierenden Wellenlängen, stellt den finalen Schritt zur Erzeugung des Spiegels dar. Während der Generierung der optischen Oberfläche kommen verschiedene Fertigungsprozesse zum Einsatz. Der mechanischen Vorfertigung zur Generierung des Grundsubstrats schließt sich die Feinbearbeitung durch ultrapräzises Diamantdrehen, Magnetorheologisches Polieren, sowie Chemisch-Mechanisches Polieren an. Verschiedene Prozessschritte sind notwendig, um Gestaltabweichungen wie Formfehler, Welligkeit und Rauheit zu korrigieren. Der Einsatz der röntgenamorphen Nickel-Phosphor-Beschichtung für die Korrektur und Politur von Metalloptiken ist seit vielen Jahren Stand der Technik [3, 4]. Die Schicht wird über einen nasschemischen, autokatalytischen Prozess außenstromlos auf dem Substrat abgeschieden. Die Phosphorkonzentration ist entscheidend für Eigenschaften, wie Härte, thermische Ausdehnung und Kristallinität und wird über die Prozessparameter Temperatur und pH-Wert gesteuert [5]. Der röntgenamorphe Zustand von NiP erlaubt mittels Politur Rauheiten im Bereich von  $< 1,0$  nm rms in einem Messfeld von  $140 \times 110 \mu\text{m}^2$  [20].

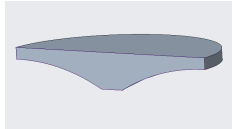
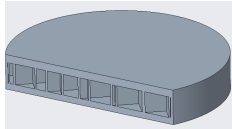
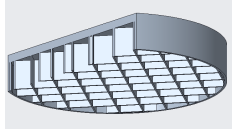
Eine detaillierte Beschreibung der Prozesskette zur Herstellung von Metalloptiken mit einer Unterscheidung nach den Anforderungen bezüglich Formgenauigkeit und Rauheit je nach adressiertem Spektralbereich und der dazu notwendigen Fertigungsschritte findet sich in [20, 21].

## 2.2 Konventionelle Ansätze zur Massereduktion von Metalloptiken

Die Massereduktion von Metalloptiken ist notwendig, wenn Kostenfaktoren oder das Massebudget dies erfordern (z. B. Weltraummission) oder die Komponenten hohe Beschleunigungen realisieren sollen (Scanspiegel, Lasermaterialbearbeitung). In der Literatur wird die Massereduktion – vor allem bei großen Spiegeln – als Masse im Bezug zur Spiegelfläche angegeben [1, 22]. In der vorliegenden Arbeit wird diese im Verhältnis zum Vollmodell angegeben. Der Grad der Massereduktion  $L$  berechnet sich aus der Masse des Vollkörpers  $m_{\text{voll}}$  und der des reduzierten Modells  $m_{\text{red}}$ , siehe (2.1).

$$L = 1 - \frac{m_{\text{red}}}{m_{\text{voll}}} \quad (2.1)$$

Massereduktion geht mit einer Senkung der mechanischen Steifigkeit des Spiegelsubstrats einher, welche zu sinkendem Widerstand gegen angreifende Lasten führt und damit eine Verschlechterung der optischen Funktion hervorrufen kann. Entsprechend birgt die Auslegung der Strukturen zur Reduktion der Masse ein hohes Optimierungspotential. Zu den kalkulierbaren externen Lasten zählen Kräfte, die während der Bearbeitung und der Montage bzw. Integration auf das Optiks substrat wirken, thermische Lasten während Lagerung und im Betrieb<sup>2</sup>, sowie Belastungen während des Betriebs und beim Transport<sup>3</sup>. In der Literatur finden sich verschiedene klassische Ansätze der Massereduktion [2, 23], von denen die wichtigsten in Tab. 1 aufgelistet sind:

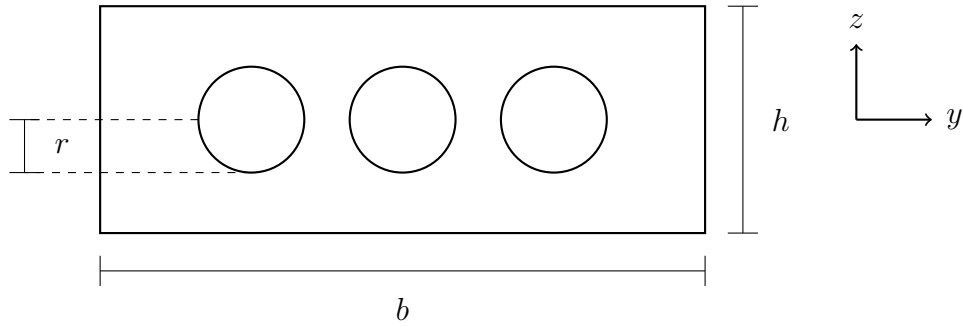
Bezeichnung	Theoretisch mögliche Massereduktion	maximale Deformation	Fertigungsaufwand und Geschwindigkeit	Beispielstruktur
Rückseitenkontur	bis zu 25 %	5	2	
Sandwich-Struktur	bis zu 75 %	1	5	
Offene Rückseite	bis zu 80 %	4	5	

**Tabelle 1:** Klassische Methoden der Massereduktion, nach [2, 23]. Massereduktion bezogen auf einen Zylinder mit einem Durchmesser-Höhenverhältnis von 6 : 1 ohne Haltestruktur. Maximale Deformation der Optikfläche aufgrund des Eigengewichts des Spiegels und Fertigungsaufwand in Noten von 1 (beste) bis 5 (schlechteste) nach [23].

Die verschiedenen Designansätze unterscheiden sich hinsichtlich der möglichen Massereduktion sowie der Deformation der Optikfläche aufgrund des Eigengewichts, was ein Maß für die Stabilität des Modells ist. Die Unterschiede in der mechanischen Steifigkeit werden als erheblich beschrieben, das Sandwich Design bietet das höchste Verhältnis aus Massereduktion und Stabilität. Dies ist allerdings auch mit einem höheren Fertigungsaufwand verbunden, da ein solches Design konventionell ohne Fügetechnologien nicht

<sup>2</sup>Die thermische Ausdehnung führt zu einer Expansion oder Kontraktion der gefertigten Komponenten. Werden Materialien mit unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten verbunden, entstehen thermisch induzierte Spannungen.

<sup>3</sup>Beispielsweise schwingende Beanspruchung beim Start der Trägerrakete für die Einbringung in den Weltraum



**Abbildung 1:** Schematischer Freischnitt einer hohlgebohrten Struktur, Mittelpunkt der Bohrungen liegt auf der neutralen Faser.

herstellbar ist.

Eine weitere Methode besteht im Entfernen von Material durch Einbringen von Bohrungen auf der Umfangsfläche [24]. Analog dem Sandwich Design wird bei diesem Ansatz Material bevorzugt aus dem Bereich der neutralen Faser entfernt. Der Hintergrund besteht in einer möglichst geringen Senkung des Flächenträgheitsmoments gegenüber einem Vollkörper. Hierbei handelt es sich um geometrische Faktoren, die unabhängig von den Materialeigenschaften sind. Am Beispiel eines Spiegelkörpers im rechteckigen Querschnitt ergibt sich (siehe Abb. 1):

$$I_y = \frac{1}{12}bh^3 - n\frac{\pi}{4}r^4 \quad (2.2)$$

mit  $I_y$  - Flächenträgheitsmoment im Bezug zur  $y$ -Achse,  $b, h$  - Abmessungen des freigeschnittenen Rechtecks,  $n$  - Anzahl der Bohrungen,  $r$  - Radius der Bohrungen.

Wie ersichtlich wird, spielen vor allem die Größe und Anzahl der Bohrungen eine wichtige Rolle. Gleichung (2.2) ist beschränkt auf zentral eingebrachten Bohrungen. Weiterhin können die Bohrungen aus verschiedenen Richtungen in den Spiegelkörper eingebracht werden.

Der Verlust an Gesamtmasse geht mit dem Verlust an Steifigkeit einher und muss entsprechend optimiert werden. Die Massereduktion ist bei diesem Ansatz verfahrenstechnisch begrenzt, da die Zugänglichkeit des inneren Volumens mit Bohrwerkzeugen begrenzt ist. Vorteilhaft bei diesem und dem Sandwich-Ansatz ist der Erhalt der Randbereiche, welche am weitesten vom Zentrum (neutrale Faser) entfernt sind, da diese den größten Beitrag zur Steifigkeit leisten. Designs, welche eine offene Rückseite besitzen, erlauben eine gesteigerte Massereduktion und werden vor allem bei der Spiegelfertigung aus sprödharten Werkstoffen eingesetzt [22, 25]. Der Ansatz kann auch für Metallopti-

ken angewandt werden, hier sind Strategien mit minimaler Schwächung der Rückseite bekannt [26]. Das Entfernen von Material von der Rückseite senkt allerdings die mechanische Stabilität. Der mechanisch stabilste und leichteste Ansatz wäre ein vollständig geschlossener Spiegelkörper mit einer maximalen Massereduktion im Inneren des Substrats, ohne die Notwendigkeit des Fügens einer Rückseite.

Die Additive Fertigung ermöglicht es, ein entsprechendes Design zu realisieren und bietet daher die Möglichkeit, sehr leichte und dennoch stabile Körper umzusetzen, welche mit konventionellen Methoden nicht herstellbar sind. Hiermit sind Lösungen auf Basis von Stabtragwerken, Zellenstrukturen, Schäumen oder anderer beliebiger Strukturen möglich [27, 28].

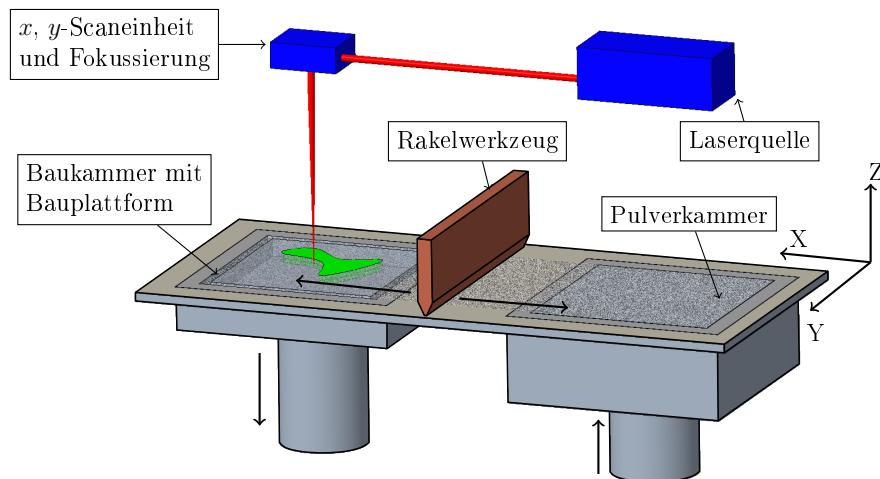
## 2.3 Das Selektive Laserschmelzen

### 2.3.1 Funktionsweise und ausgewählte Parameter

Additive Fertigungsverfahren unterscheiden sich grundlegend von den konventionellen, auf spanenden Bearbeitungsprozessen basierenden, Verfahren. Stattdessen werden Teile schichtweise direkt aus Modell-Daten hergestellt. Die unter diesem Oberbegriff zusammengefassten Verfahren sind vielfältig: Stereolithographie, Fused Deposition Modeling oder Laserauftragsschweißen sind Beispiele, aber auch der 3D Siebdruck oder der Inkjet-Druck von Polymeren [29] sind den additiven Fertigungsverfahren zuzuordnen. Das Selektive Laserschmelzen<sup>4</sup> ist ein additives Fertigungsverfahren, bei dem Bauteile schichtweise durch Aufschmelzen eines Pulvers hergestellt werden. Dieses Pulver besitzt die chemische Zusammensetzung des angestrebten Materials, aus dem das spätere Bauteil bestehen soll. Das Pulver wird mittels Laserstrahlung oder einem Elektronenstrahl (→ Elektronenstrahlschmelzen) selektiv aufgeschmolzen und erstarrt anschließend zu einem festen Bauteil. Nicht geschmolzenes Pulver verbleibt während des Prozesses in der Maschine und wird erst nach Fertigstellung des Bauteils entfernt. Der gesamte Prozess findet in einer gekapselten Anlage ggf. unter Inertgasatmosphäre statt (im Falle von reaktiven Materialien wie z.B. Aluminium, Magnesium oder Titan). Als Inertgase sind Stickstoff und Argon etabliert [30]. Das genutzte Pulver kann nach dem Prozess wiederverwendet werden. Hierfür ist ein Sieben notwendig, um grobe Partikel aus dem Prozess oder andere Fremdpartikel zu entfernen. Auch der Umgang während des Siebens muss unter Inertgas

---

<sup>4</sup>Aktuelle Bezeichnung nach DIN EN ISO/ASTM 52900: Pulverbettbasiertes Schmelzen. Andere Bezeichnungen: “Direct Metal Laser Sintering”, “powder bed fusion”, auch “selective laser sintering” werden teilweise verwendet.

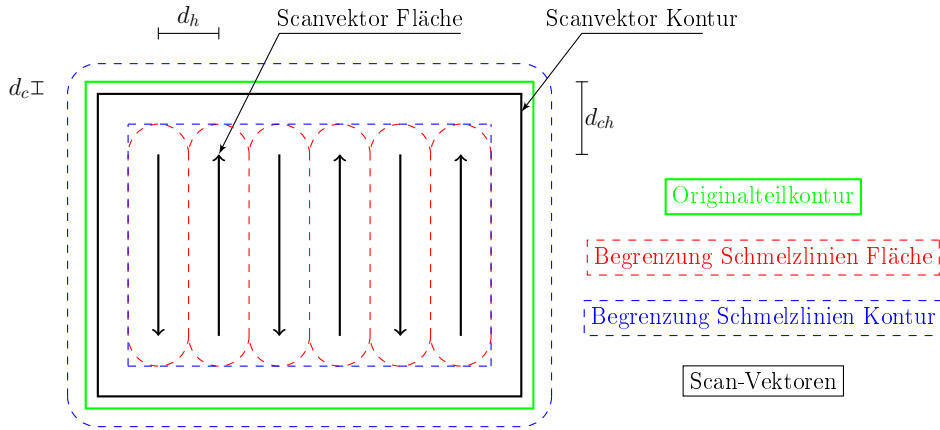


**Abbildung 2:** Schematische Abbildung einer SLM-Maschine; belichtete Flächen sind grün dargestellt.

erfolgen. Erstmals beschrieben wurde das Verfahren des Selektiven Laserschmelzens im Jahre 1996 [31].

Der Bauprozess beginnt mit einer Bauplattform, an welcher das spätere Bauteil angebunden wird. Abwechselnd erfolgt das Auftragen einer dünnen Pulverschicht mit einem geeigneten Rakelwerkzeug und die Belichtung der zu erzeugenden Geometrie entsprechend des Querschnittes aus einer in Schichten zerlegten STL-Datei<sup>5</sup> (“Standard Tessellation Language”) bzw. aus CAD Daten. Der Aufbau einer SLM-Maschine ist schematisch in Abb. 2 gezeigt. Die Pulverkammer wird in  $z$ -Richtung nach oben und die Baukammer nach unten gefahren, sodass das Rakelwerkzeug eine Pulverschicht (in der  $xy$ -Ebene) auf der Bauplattform auftragen kann. Anschließend erfolgt das Schmelzen der Strukturen (in Abb. 2 grün dargestellt) mittels Laserstrahlung (rot dargestellt). Das Bearbeitungswerkzeug der additiven Fertigungsanlage setzt sich aus einer Laserquelle, einer Fokussieroptik und einem Scanner zusammen, der für die  $xy$ -Ansteuerung und somit die Erzeugung von Linien sorgt. Die aufzuschmelzenden Flächen werden linienweise belichtet, die Kombination von Schmelzlinien in einem bestimmten Muster erzeugt eine zusammenhängende Fläche. Zur eindeutigen Beschreibung in der vorliegenden Arbeit werden diese tatsächlich mit dem Laser erzeugten Linien “Schmelzlinien” genannt. Die virtuelle Linie, wie sie von der Scaneinheit angesteuert wird, erhält die Bezeichnung “Scan-Vektor”. Die eingetragene

<sup>5</sup>Das STL Format ist seit 1988 bekannt und hat sich als Standard für die Übertragung der CAD Modelle auf additive Fertigungsanlagen durchgesetzt. Strukturell handelt es sich dabei um Schalen aus Dreiecken. In der Datei hinterlegt sind die Eckpunkte jedes Dreiecks und die Richtung des Normalenvektors der Dreiecksfläche.



**Abbildung 3:** Schema der Belichtung einer Fläche (nicht maßstäblich): schwarze Linien entsprechen den Scan-Vektoren, wie sie die Software ansteuert. Gestrichelte Linien repräsentieren die Grenzen der erzeugten Schmelzlinien mit einer bestimmten Breite, die sich aus den verwendeten Parametern Laserleistung  $P_L$  und Scan-Geschwindigkeit  $v_s$  ergibt. In diesem Beispiel treffen sich die Linien gerade, der Hatch-Abstand  $d_h$  entspricht also genau der Linienbreite, sodass keine Überlappung existiert.

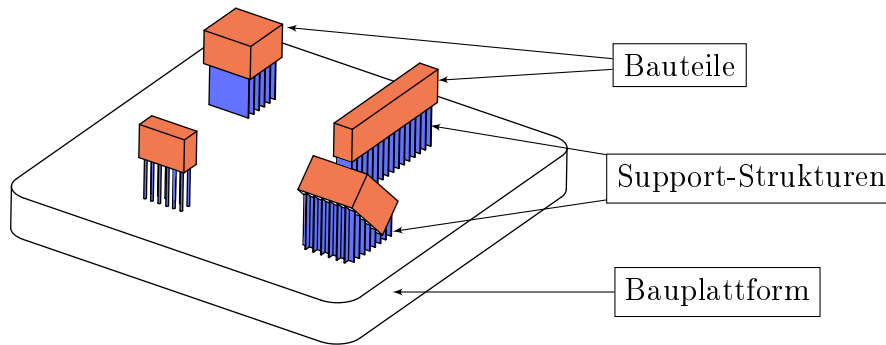
Energie pro Längenelement bestimmt dabei die Ausdehnung der geschmolzenen Linien in Breite und Tiefe. Folgende Parameter müssen für ein Aufschmelzen des eingesetzten Pulvers aufeinander abgestimmt werden:

- Laserleistung  $P_L$
- Belichtungsgeschwindigkeit (Scanner)  $v_s$
- Hatch-Abstand: Abstand der Scan-Vektoren zueinander ( $d_h$ )
- Dicke einer belichteten Schicht  $t_\ell$  (Herstellung von Kontakt mit darunterliegender Schicht)

Daraus kann die Energiedichte im Volumen nach (2.3) berechnet werden [32, 33].

$$E_V = \frac{P_L}{v_s d_h t_\ell} \quad (2.3)$$

Diese Energie kann als Hilfsmittel zur Variation von Parametern und Angabe eines Prozessfensters genutzt werden. Darin können anschließend weitere Optimierungen erfolgen um beispielsweise die Porosität zu minimieren. Die Strategie zur Anordnung der Scan-Vektoren kann variiert werden. In der Literatur wird beschrieben, dass diese einen Einfluss auf die Materialeigenschaften, wie Porosität [34], Textur [35] und mechanische Eigenschaften [36] nimmt. Abbildung 3 zeigt die Belichtung schematisch am Beispiel einer Rechteckfläche. Die Scan-Vektoren der Fläche werden mit konstantem Abstand  $d_h$  zueinander positioniert und von einer Kontur umschlossen. Die Länge von Vektoren



**Abbildung 4:** Schematische Ansicht eines Bauauftrags für das SLM. Die Bauteile (orange) sind mittels Support-Strukturen (blau) mit der Bauplattform verbunden.

ren in der Fläche ist dabei um einen Wert reduziert, welcher in etwa der Breite der Kontur-Schmelzlinie entspricht. Die Originalgeometrie aus dem CAD-Format ist als grüne durchgehende Linie dargestellt. Der Scan-Vektor der Kontur kann um einen Abstand  $d_c$  nach innen oder außen gegen die Originalkontur versetzt werden (isotropes Verkleinern oder Vergrößern), um die Breite der geschmolzenen Linie im Prozess zu kompensieren. Damit ist eine Anpassung der Maße der generierten Geometrie an die Originalmaße möglich<sup>6</sup>. Auch wird ersichtlich, dass im gezeigten Belichtungsmuster Leerräume am Ende der Scan-Vektoren der Fläche existieren. Dies kann durch die Wahl eines geeigneten Hatch-Abstandes ( $d_h$ ), dem Versatz des Scan-Vektors der Kontur  $d_c$ , sowie einer Anpassung der Länge der Scan-Vektoren der Fläche ( $d_{ch}$ ) korrigiert werden. Es wird ersichtlich, dass zum exakten Festlegen der Abstandsparameter die Breite der Schmelzlinien bekannt sein muss, um Leerräume und damit Porosität zu vermeiden.

Die Anbindung eines Bauteils an die Bauplattform kann direkt erfolgen oder mit Hilfe sogenannter Support-Strukturen realisiert werden. Dabei handelt es sich um Hilfsstrukturen (im einfachsten Fall einzelne Schmelzlinien), die ebenfalls mit dem Laser erzeugt werden und eine thermische und mechanische Anbindung des Bauteils an die Bauplattform zur Verfügung stellen. Diese Strukturen müssen nach dem Bauprozess wieder entfernt werden. Abbildung 4 zeigt einen virtuellen Bauauftrag mit einigen Bauteilen, die mit Support-Strukturen an die Bauplattform angebunden sind.

<sup>6</sup>In der Grafik ist die Position des Scan-Vektors so gewählt, dass sich ein Aufmaß zur Originalkontur ergibt, was eine mechanische Nachbearbeitung auf Endmaß ermöglicht.

### 2.3.2 Spezifische Eigenschaften additiv hergestellter Werkstoffe

Das Selektive Laserschmelzen ist ein urformender Fertigungsprozess, d.h. der Werkstoff wird direkt im Prozess aus der Schmelze erzeugt. Die Eigenschaften des additiv hergestellten Werkstoffes unterscheiden sich von denen konventionell hergestellter Werkstoffe. Im Prozess treten sehr schnelle Abkühlgeschwindigkeiten auf, die sich im Bereich von  $10^4$  bis  $10^6$  K/s bewegen [37–39]. Dies hat einige besondere Eigenschaften des entstehenden Materials zur Folge. Die Kristallstruktur kann aufgrund des schicht- und linienweisen Aufbaus gerichtet erstarren, sodass sich Kristallite mit einer bevorzugten Wachstumsrichtung bilden, wie bei Ti6Al4V nachgewiesen wurde [33] oder sich ausgeprägte Texturen ausbilden, wie bei AlSi10Mg gezeigt wurde [35]. Die Kristallstruktur ist aufgrund der hohen Abkühlgeschwindigkeit verfeinert, sodass die Zugfestigkeit im Vergleich zu konventionell hergestellten Halbzeugen gesteigert ist [36], die Schwingfestigkeit jedoch geringer sein kann. Die Eigenschaften hängen darüber hinaus von der Orientierung bei der SLM-Herstellung ab [32, 40]. Dies wird auf Defekte im Material, Texturen, sowie die Rauheit der Oberflächen zurückgeführt.

Nachteile des Prozesses sind eine erhöhte Rauheit der Oberflächen durch den Einsatz von Pulver und entsprechender Anhaftungen, die sich je nach Lage im Bauraum unterschiedlich stark ausprägen [41, 42]. Problematisch sind sogenannte Überhänge, dies sind horizontale oder flach ansteigende nach unten zeigende Oberflächen bzw. Strukturen ohne Stützstruktur darunter. Hier wird auf loses Pulver belichtet, was zu einer schlechten Wärmeabfuhr und damit einer ausgedehnten Schmelze führt [43, 44]. Der Grund ist die um ein bis zwei Größenordnungen kleinere Wärmeleitfähigkeit von Metallpulver gegenüber dem respektiven Vollmaterial [45]. Dies führt zu sehr hohen Rauheiten oder sogar Materialanhäufungen durch Anschmelzen von losem Pulver. Im additiven Prozess ist die Wärmeleitfähigkeit stark vom verwendeten Schutzgas abhängig.

Die hohe Rauheit der additiven Verfahren macht oftmals eine Nachbearbeitung der Oberflächen notwendig. Elektrochemische Verfahren, wie Elektropolieren oder Hirtisieren werden genutzt, um eine Reinigung zu erreichen und durch Glättung der Oberflächen die Schwingfestigkeit zu verbessern [46].

Weiterhin können – ähnlich dem Schweißen oder auch dem Gießen [47] – beim SLM Porosität oder Risse auftreten. Dies ist auf Schrumpfung des Materials während der Erstarrung oder eingeschlossene Gase zurückzuführen, die in der Schmelze gelöst sind und beim Erstarren nicht vollständig entweichen können [48]. Auch Prozessfehler, Verdampfung von Material oder Fremdstoffe bzw. Unreinheiten des Pulvers, sowie eine unzurei-



chende Benetzbarkeit der festen Phase (nachgewiesen bei Aluminium )mit der Flüssigphase können ein Grund für Porosität sein [49]. Derartige Prozessfehler müssen durch die Wahl geeigneter Parameter und eine strenge Qualitätskontrolle minimiert werden. Eine etablierte Methode zur Steigerung der Schwingfestigkeit, sowie zur Reduzierung von Porosität der Bauteile nach dem SLM, ist das heißisostatische Pressen (HIP) [50–52].

In der Literatur werden - ohne HIP - Materialdichten von deutlich über 99,5 % erwähnt, 99,8 % wurden beispielsweise in AlSi10Mg erreicht [34, 36]. Eine weitere Herausforderung beim SLM ist die Maßgenauigkeit. Die Herstellung der Teile erfolgt nach Endkontur bzw. endkonturnah. Eine mechanische Nachbearbeitung ist oftmals unerlässlich, da der Prozess selbst keine Genauigkeiten im Mikrometerbereich liefert. Dies führte zur Entwicklung von Ansätzen, die eine additive mit einer spanenden Bearbeitung kombinieren [53]. Durch den prozessbedingten linien- und schichtweisen Aufbau resultieren Eigenspannungen im Material, die zu Verzug oder sogar Rissen führen können [54–56]. Dies muss bei der Ausführung stets bedacht und ggf. durch eine thermische Nachbehandlung korrigiert werden.

### **2.3.3 Designrichtlinien für das Selektive Laserschmelzen**

Durch additive Verfahren lassen sich nahezu beliebige Strukturen erzeugen, jedoch existieren für die Fertigung mittels Selektivem Laserschmelzen einige Randbedingungen, die nachfolgend erörtert werden. Grundlegend ist die Größe der herstellbaren Komponenten durch den Bauraum der zur Verfügung stehenden Maschine begrenzt. Eine Fertigung ist in verschiedenen Ausrichtungen möglich, so kann durch Kippen unter Vergrößerung der absoluten Bauhöhe auch ein in einer Dimension größeres Bauteil gefertigt werden.

Der pulverbettbasierte Prozess bedingt unter allen Umständen einen Verbleib von losem Pulver in nicht geschmolzenen Bereichen. Dies bedeutet, dass trotz der prinzipiellen Möglichkeit, geschlossene Hohlräume herzustellen, in allen entsprechenden Geometrien eines Bauteils Öffnungen vorgesehen werden müssen, um das verbliebene Pulver nachträglich zu entfernen. Auch die Reinigung des Bauteils muss bereits beim Design bedacht werden. Schwer zugängliche innere Bereiche erfordern spezielle Methoden (siehe Kap. 2.3.2). Eine mechanische Reinigung oder Bearbeitung dieser Oberflächen ist oftmals unmöglich. Die Oberflächenqualität beim Selektivem Laserschmelzen ist allgemein von der jeweiligen Orientierung der Oberfläche abhängig [41, 57, 58]. Typische Werte für Rauheiten von Metallpulver basierten Bauteilen im SLM-Prozess liegen zwischen 10 und 20  $\mu\text{m Ra}$  [41, 59]. Durch Optimierung der Position und Ausrichtung des Bauteils kann

auf bestimmten Flächen die Oberflächenqualität verbessert werden. Oberflächen, die dagegen einer mechanischen Nachbearbeitung bedürfen (beispielsweise eng tolerierte Maße, Referenzflächen, optische Funktionsflächen), können auch mit erhöhter Rauheit gefertigt werden. Die Positionierung der Support-Strukturen ist hierbei zu beachten. Diese müssen nach der Fertigung zugänglich sein, wenn eine Entfernung notwendig ist.

Ein Verzug von Geometrien durch im Prozess generierte Eigenspannungen ist zu beachten, da dieser zu erheblichen Abweichungen führen kann [54, 60]. Dem kann mit einer geänderten Belichtungsstrategie, verstärktem Einsatz von Support-Strukturen oder Aufmaß mit anschließender mechanischen Bearbeitung begegnet werden.

Schließlich existieren nicht nur hinsichtlich der maximalen Größe der Bauteile sondern auch hinsichtlich der minimal zu fertigenden Strukturbreiten gewisse Einschränkungen. Wie in Abb. 3 ersichtlich wird, setzt sich jede Querschnittsgeometrie aus mehreren einzelnen Linien zusammen. Die Breite einer Linie und die Kombination daraus legt daher die minimal mögliche Breite fest. Im Prozess wird eine umlaufende Kontur belichtet, sodass die kleinste Struktur im Normalfall nicht dünner als die doppelte Linienbreite sein kann.

#### **2.3.4 Erforschte Metall-Werkstoffsysteme für die additive Fertigung**

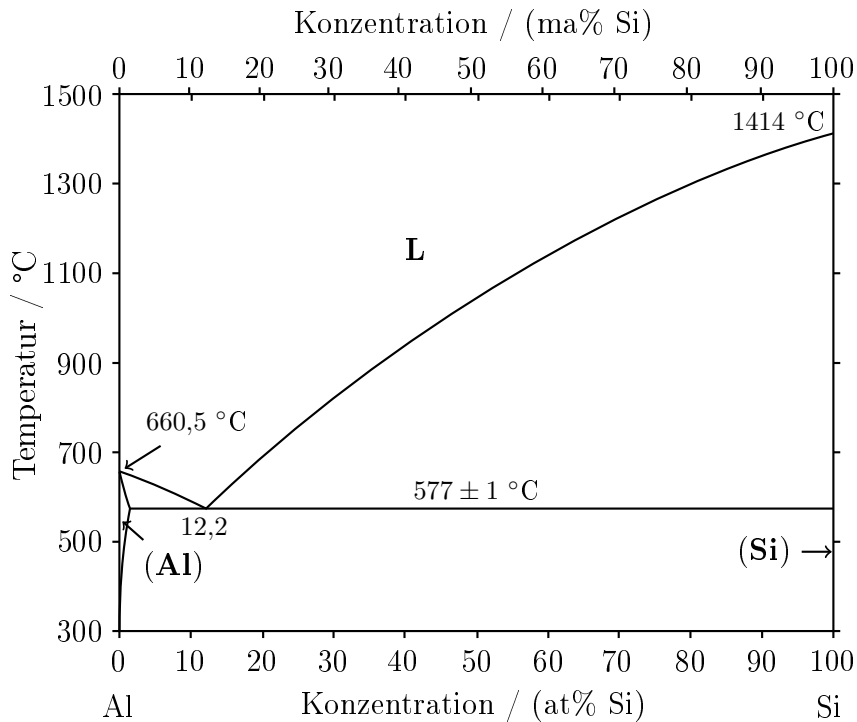
Zum aktuellen Stand sind verschiedene Werkstoffsysteme in der metallbasierten additiven Fertigung im Einsatz. Die nachfolgende Liste erhebt keinen Anspruch auf Vollständigkeit, da die untersuchten Werkstoffe in der additiven Fertigung beständig wachsen; vielmehr soll ein grober Überblick gegeben werden. In der Literatur finden sich Titanlegierungen (Ti6Al4V als häufigste) [61–63], Stähle [64], Eisen-Nickel-Legierungen [65], Nickelbasis- bzw. Superlegierungen [66, 67] und Legierungen von Refraktärmetallen [68]. Weiterhin werden im Medizinbereich verschiedene Legierungen, wie CoCr eingesetzt [69, 70]. In der Schmuckindustrie kommen Edelmetalle, wie Gold, Platin und Palladium, sowie deren Legierungen zum Einsatz, die sich ebenfalls additiv fertigen lassen [71]. Auch Hochentropielegierungen sind für die additive Fertigung von Interesse [72]. Aluminiumlegierungen sind bereits seit längerer Zeit Gegenstand der Forschung. Legierungen, wie AlMg3, AlMgSi0.5, AlSi10Mg, AlSi25 wurden bereits im Jahr 2004 untersucht [37]. Technische Bedeutung haben heute vor allem die Legierungen Al6061, sowie die naheutektischen Werkstoffe AlSi10Mg und AlSi12 erlangt [35, 38, 44, 51, 52, 73–76]. Für die letztgenannten Legierungen werden von kommerziellen Maschinenherstellern Pulver angeboten und Prozessparameter bereitgestellt [77–79].

Das SLM hypereutektischer Aluminium-Siliziumlegierungen findet sich vereinzelt in der Literatur. Die Verarbeitung von einem AlSi25 Pulver mit  $> 45 \mu\text{m}$  Pulverpartikeln wird in [37] beschrieben. Dabei wird mit einer geheizten Bauplattform gearbeitet, was die Dichte erhöht und die Rissneigung reduziert. In [80] wird das SLM von AlSi20 hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften untersucht. Es wird gezeigt, dass durch hohe Abkühlraten ein sehr feines Gefüge resultiert, welches durch eine Wärmebehandlung deutlich modifiziert werden kann. Dies äußert sich durch eine sinkende Festigkeit und eine Erhöhung der Duktilität (Zugfestigkeit sinkt von 506 MPa auf 252 MPa). Die Zugfestigkeit ist deutlich höher als in konventionell hergestellten Halbzeugen, Werte der Gusslegierung werden mit 91,5 bis 162 MPa zitiert.

In [81] wurden additiv gefertigte Proben (in stehender Ausrichtung -  $90^\circ$ ) aus AlSi12 und AlSi20 bei  $400^\circ\text{C}$  (6 h) nachbehandelt und im Zugversuch geprüft. Die Zugfestigkeit von AlSi20 nahm von 500 MPa auf 240 MPa ab, der Wert von AlSi12 verringerte sich von 380 MPa auf 130 MPa. Die maximale Dehnung stieg von 1,8 % auf 5,0 %, bzw. von 2,5 % auf 14,1 %.

Die in-situ Herstellung einer hypereutektischen AlSi Legierung mit 50 % Siliziumanteil aus einer Mischung von Aluminium- und Siliziumpulver wird in [82] beschrieben. Die Mikrostruktur weist kleinere primär erstarrte Siliziumpartikel auf, als es bei Gusslegierungen erreicht wird. Durch Variation der Laserleistung bei der additiven Fertigung wurde eine minimale Porosität von etwa 0,5 % erreicht. Das SLM von AlSi50 wird auch in [83] beschrieben. Es wird ebenfalls ein Vergleich mit einer Gusslegierung demonstriert, der ein deutlich verfeinertes Gefüge beim SLM zeigt. Weiterhin wird das thermische Verhalten des Werkstoffes mittels Dilatometrie und dynamischer Differenzkalorimetrie (DSC) analysiert. Ein exothermer DSC Ausschlag bzw. eine positive CTE-Anomalie ab ca. 450 K werden der Ausscheidung von zwangsgelöstem Silizium aus dem Aluminium-Mischkristall zugeschrieben.

Die additive Fertigung mittels gepulster Laserstrahlung wird in [84] am Beispiel von AlSi40 untersucht. Die Autoren betrachten dabei den Einfluss von Parametern, wie Pulsdauer und -länge, sowie Frequenz auf die Mikrostruktur. Es wurde auch gezeigt, dass sich mittels ultrakurzer Laserpulse Strukturbreiten bis minimal  $70 \mu\text{m}$  fertigen lassen. Selektives Laserschmelzen von AlSi40 mittels kontinuierlicher Laserstrahlung ist in [85] beschrieben. Es wurden mechanische Zugversuche durchgeführt, die eine deutlich gesteigerte Zugfestigkeit gegenüber konventionell hergestelltem Material zeigen. Die erreichte Dichte des additiv prozessierten Materials unter Einsatz von HIP liegt bei 99,7 %. Dar-



**Abbildung 5:** Aluminium Silizium Phasendiagramm, erstellt nach [86].

über hinaus existiert keine Literatur, die die additive Herstellung von AlSi40, sowie die Charakterisierung des Materials beschreibt.

## 2.4 Das Aluminium-Silizium-System

**Allgemeine Einführung** Das Aluminium-Silizium Werkstoffsystem ist eine binäre Legierung mit eutektischem Punkt bei 577 °C und einer Siliziumkonzentration von 12,2 Atomprozent bzw. 12,6 Masseprozent [86, 87]. Das Gleichgewichts-Phasendiagramm ist in Abb. 5 dargestellt. Die Schmelzpunkte von reinem Aluminium und Silizium liegen bei 660 °C, bzw. 1414 °C. Die Schmelze aus Aluminium und Silizium ist in beliebigen Verhältnissen mischbar. Im festen Zustand bilden sich die Phasen  $\alpha$ -Aluminium,  $\beta$ -Silizium und die eutektische Phase ( $\alpha + \beta$ ). Aluminium kristallisiert im kubisch flächenzentrierten Gitter mit einer Gitterkonstante von 0,40495 nm bei Raumtemperatur [86, 88]. Silizium bildet eine Diamantstruktur mit einer Gitterkonstante von 0,543102 nm [89]. Der  $\alpha$ -Mischkristall besitzt eine geringe Löslichkeit für Silizium. In [86] ist eine maximale Löslichkeit von 1,5 Atomprozent bei der eutektischen Temperatur angegeben. Andere Literatur gibt einen Wert von 1,65 Masseprozent an [87, 90, 91], was diesem

Wert relativ genau entspricht<sup>7</sup>. Die Löslichkeit sinkt mit abnehmender Temperatur, bei Raumtemperatur besteht im Gleichgewicht keine Löslichkeit mehr (siehe Abb. 5). Auch eine Löslichkeit von Aluminium in Silizium wird beschrieben, diese beträgt allerdings maximal 0,016 at-% bei einer Temperatur von 1190 °C [86].

Anhand des Phasendiagramms lassen sich prinzipiell drei verschiedene Klassen von AlSi-Materialien unterscheiden: hypoeutektische, eutektische und hypereutektische Legierung. Die Mikrostrukturen der drei Klassen sind verschieden, so besteht eine hypoeutektische Legierung aus  $\alpha$ -Mischkristallen und eutektischer Phase. Die eutektische Legierung erstarrt dagegen in  $\alpha + \beta$  und die hypereutektischen Legierungen bestehen aus  $\beta$ -Siliziumkristallen und eutektischer Phase.

Aufgrund der Vergleichbarkeit mit der Literatur wird bei Legierungskonzentrationen im Folgenden mit der Einheit Masseprozent gerechnet, wenn nicht anders angegeben.

**AlSi40** AlSi40 wird am Markt in Form von Halbzeugen von zwei Anbietern zur Verfügung gestellt. Hierbei handelt es sich um Werkstoffe mit 40 bzw. 42 % Silizium, die durch Rascherstarrungstechniken (“melt spinning”, “spray forming”) hergestellt und per heißisostatischem Pressen verdichtet werden. Details zu Herstellung und Eigenschaften dieser Werkstoffe finden sich in [6]. Aus dem Phasendiagramm in Abb. 5 ist ersichtlich, dass es sich bei AlSi40 bei Raumtemperatur um einen zweiphasigen Werkstoff aus Al und Si handelt. Silizium liegt in Form von primär erstarrten Kristalliten sowie als eutektische Modifikation vor. Bei unendlich langsamer Abkühlung entlang der Liquiduslinie besteht der Werkstoff aus etwa 60 % Aluminium, welches durch die eutektische Reaktion erstarrt, einem Anteil von 12,6 % Silizium im eutektischen Bereich sowie primär-Silizium. Die Form der primär erstarrten Siliziumkristalle hängt maßgeblich von den Abkühlbedingungen und auch von der Temperatur in der Schmelze direkt vor der Abkühlung ab. Das Wachstum erfolgt geordnet, die Kristalle bilden bevorzugt Facetten in (111)-Ebenen. Der dominante Mechanismus ist der “Twin Plane Reentrant Edge”-Mechanismus [92]. Dieser beschreibt das Wachstum von Silizium in [112] Richtung ausgehend von einem Graben in Folge der Zwillingsbildung an (111) Ebenen. Die Formen können sternförmig bzw. fünfarmig, polygonal oder plattenförmig sein. Letztere Morphologie wird beispielsweise beim Gießen erreicht. Die fünfarmige Morphologie weist auf eine geringe Überhitzung der Schmelze hin, während oktaedrische Kristalle auf hohe Schmelztemperaturen und hohe Abkühlgeschwindigkeiten schließen lassen [93, 94]. Die Struktur des Eutektikums

---

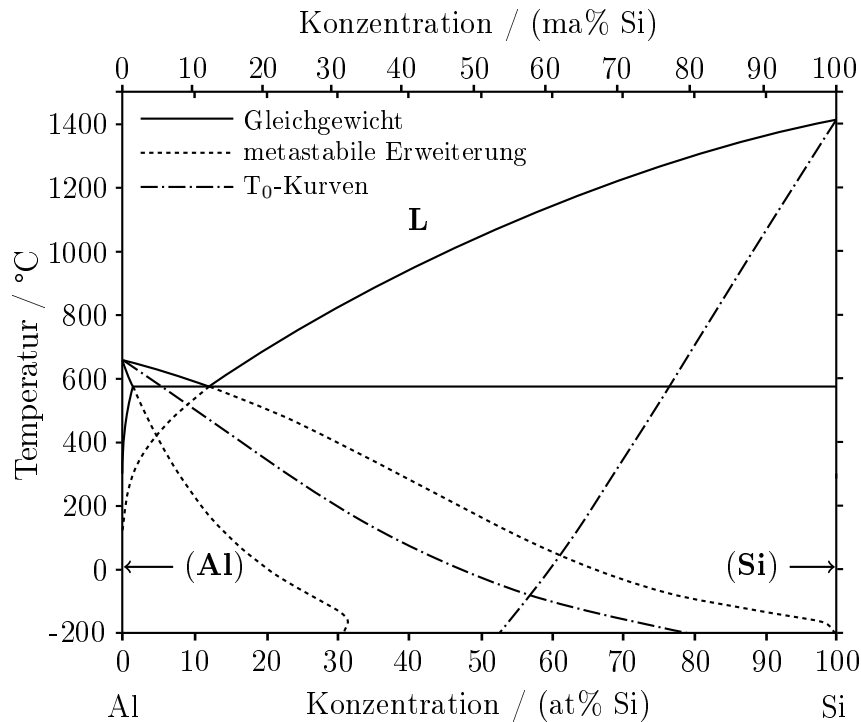
<sup>7</sup>Rechnerisch entsprechen 1,65 ma-% Silizium 1,58 at-%, errechnet mit den entsprechenden Dichten.

wird in der Literatur als lamellar bis nadelförmig beschrieben, wobei der Abstand der Lamellen Aufschluss über die Abkühlgeschwindigkeit gibt.

Die physikalischen Eigenschaften von Reinaluminium und Silizium unterscheiden sich sehr deutlich. Die Dichte von Aluminium liegt bei etwa  $2,70 \text{ g/cm}^3$  [95], Silizium besitzt eine Dichte von  $2,329 \text{ g/cm}^3$  [2]. Reinaluminium zeigt einen makroskopischen Elastizitätsmodul von 69 GPa, für polykristallines Silizium wird ein Wert von 160 GPa angegeben [96]. Der lineare thermische Ausdehnungskoeffizient von Aluminium liegt mit etwa  $23 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  [6] deutlich über dem des Siliziums mit  $2,5 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  [6, 97].

Der Elastizitätsmodul von AlSi-Legierungen steigt mit zunehmender Siliziumkonzentration [98], der thermische Ausdehnungskoeffizient dagegen sinkt [99]. Beide Effekte sind technisch relevant und werden ausgenutzt. Für AlSi40 wird in der Literatur ein Elastizitätsmodul von 102 GPa angegeben [100].

**Effekte durch rasche Erstarrung** Die bisher besprochenen Eigenschaften gelten für den thermodynamischen Gleichgewichtszustand. Im Falle einer raschen Abkühlung aus der Schmelze, wie es beim SLM beispielsweise vorkommt, finden Prozesse statt, die nicht mehr im Gleichgewicht ablaufen und daher nicht durch das in Abb. 5 dargestellte Phasendiagramm beschrieben werden können. In Abb. 6 ist ein erweitertes Phasendiagramm dargestellt, das metastabile Erweiterungen der Solidus- und Liquiduslinien und  $T_0$ -Kurven (Linie gleicher Gibbs Energie von Flüssig- und Festphase) enthält. Die eutektische Temperatur und Zusammensetzung sind von der Abkühlgeschwindigkeit abhängig [101]. In unterkühlten Schmelzen wird die eutektische Zusammensetzung zu höheren Siliziumkonzentrationen verschoben. Auch ist bei schneller Abkühlung der Schmelze eine deutlich höhere Löslichkeit von Silizium im Aluminiummischkristall möglich. Die Phasenverteilung des erstarrten Festkörpers kann je nach Abkühlgeschwindigkeit und Unterkühlung variieren. Hypereutektische Legierungen sind leichter unterkühlbar als hypoeutektische Legierungen, da die  $\alpha$ -Phase eine höhere Keimbildungsrate und Wachstumskinetik aufweist als die  $\beta$ -Phase [102], die in hypereutektischen Legierungen zuerst kristallisiert. Weiterhin wird die Wachstumsgeschwindigkeit des Siliziums durch die kovalenten Bindungen und die niedrige thermische Leitfähigkeit gehemmt. Dies führt im Eutektikum zur Einhüllung durch Aluminium [103]. Die Nukleation an bestehenden  $\alpha$ -Kristalliten erfolgt schneller als an  $\beta$ -Phase. Dies begünstigt ebenfalls die Unterkühlung hypereutektischer Gemische [104].



**Abbildung 6:** Aluminium Silizium Phasendiagramm mit metastabilen Erweiterungen der Solidus- und Liquiduslinien, erstellt nach [86].

## 2.5 Stand der Literatur zur Additiven Fertigung von Metalloptiken

Metalloptiken aus AlSi10Mg und Ti6Al4V wurden in [105] hergestellt und untersucht. Hierfür kamen die Verfahren des Selektiven Laserschmelzens und Elektronenstrahlschmelzens zum Einsatz. Die Optiken wurden durch Schleifen und Polieren nachbearbeitet, die geringste Rauheit wurde auf dem Aluminiumspiegelsubstrat erreicht und lag bei 22 nm rms, bei einem Messfeld von  $167 \times 167 \mu\text{m}^2$ . Das Spiegeldesign wurde auf eine erste Eigenfrequenz von 250 Hz optimiert, Angaben zum Grad der Massereduktion sind nicht genannt. In [106] ist eine umfangreiche Studie zur Möglichkeit der additiven Fertigung von Optiken gezeigt. Die betrachteten Materialien umfassen AlSi10Mg, Ti6Al4V, Polyetheretherketon (PEEK), sowie Edelstahl/Bronze und Inconel 625. Die Herstellung erfolgt durch verschiedene additive Fertigungsverfahren, nur bei AlSi10Mg kommt das Selektive Laserschmelzen zum Einsatz. Mit diesem Verfahren wurde ein Spiegel mit geschlossener Rückseite und interner Zellenstruktur gefertigt (Massereduktion wird nicht genannt) und durch Diamantdrehen und Poliertechniken bearbeitet. Die erreichte Rauheit betrug 0,5 bis 0,75 nm rms (ohne Angabe des Messfeldes) und die erreichte Formabweichung

502 nm p.-v. bzw. 72 nm rms. Für AlSi10Mg wird eine Dichte von 100 % angegeben ohne jedoch das verwendete Analyseverfahren zu nennen.

Die Additive Fertigung von Spiegeln aus Ti6Al4V und AlSi10Mg wird in [107] beschrieben. Die Spiegelsubstrate besitzen einen Durchmesser von 84 mm und eine Massereduktion von 31 %. Die Anwendungswellenlänge liegt im Infrarot. Es wurde eine Formabweichung von 177 nm p.-v. (30 nm rms) auf AlSi10Mg mit NiP erreicht. Durch Computertomographie konnte eine erhöhte Porosität im Randbereich ermittelt werden.

In [85] wird die Anwendung von AlSi40 für die additive Herstellung von Spiegeln untersucht. Vorgestellt wird ein Modell, welches in der Designphase eine Massereduktion von 30 % gegenüber einem konventionell massereduzierten Spiegel (Prinzip: offene Rückseite) aufweist. Eine Fertigung des Modells aus AlSi40 wird in Aussicht gestellt.



### 3 Motivation und Zielsetzung der Arbeit

Die thermische Anpassung des Substratmaterials AlSi40 an NiP stellt einen bedeutenden Vorteil für die Fertigung ultrapräziser Metalloptiken dar. Durch diese Eigenschaft werden Lösungen zur Anwendung im Weltraum kosteneffizient möglich. Umfassende Studien zur Verarbeitung von AlSi40 durch Selektives Laserschmelzen, sowie zur Charakterisierung der thermischen und mechanischen Eigenschaften sind bislang nicht bekannt. Hier soll die vorliegende Arbeit erstmals grundlegende Untersuchungen zu Prozessparametern liefern und die resultierenden Werkstoffeigenschaften in Bezug setzen. Die thermische Anpassung von Substratmaterial (AlSi40) und Polierschicht (NiP) soll anhand von Messungen des thermischen Ausdehnungskoeffizienten demonstriert werden. Die für den additiv gefertigten Werkstoff spezifischen Eigenschaften werden anhand von Mikrostrukturuntersuchungen und Bestimmung der mechanischen Festigkeit in verschiedenen thermischen Zuständen untersucht. Hierfür erfolgt auch ein Vergleich mit einem bereits etablierten, aber nicht additiv hergestellten Werkstoff gleicher chemischer Zusammensetzung. Ein wesentliches Ziel der Arbeit ist der Nachweis einer vergleichbaren oder besseren mechanischen Festigkeit des additiv hergestellten Werkstoffes.

Die Anwendung als Substratmaterial für Optiken erfordert eine kleinstmögliche Porosität des Werkstoffs. Durch Optimierung der Prozessparameter soll eine Porosität von  $< 0,1 \%$  erreicht werden. Dies entspricht einer Verbesserung des aktuellen technologischen Standes.

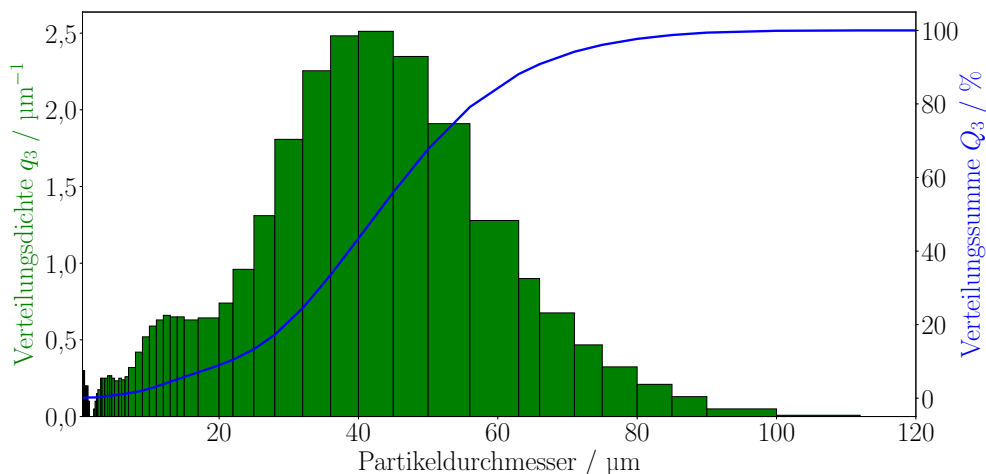
Die klassischen Strategien der Massereduktion von Metalloptiken unterliegen deutlichen Einschränkungen aufgrund der verwendeten konventionellen Fertigungstechnologien. Ziel der Arbeit ist die weitere Senkung der Masse eines konventionell massereduzierten Modells durch ein Sandwich-Design. Dies bietet ein optimales Verhältnis aus Stabilität und Massereduktion. Durch die additive Fertigung soll dieses Design erstmals monolithisch realisiert und damit die Notwendigkeit von Fügeverfahren auf dem konventionellen Weg vermieden werden. Eine geeignete Struktur soll entwickelt und an das Verfahren des Selektiven Laserschmelzens angepasst werden. Durch diesen Ansatz wird eine Massereduktion von  $> 60 \%$  adressiert. Um dieses Ziel zu erreichen, sollen Strukturbreiten von minimal  $500 \mu\text{m}$  additiv gefertigt werden. Die Anwendung der etablierten Fertigungsverfahren soll an der neuartigen Komponente demonstriert und die finale optische Qualität nachgewiesen werden. Ziel ist eine Formabweichung und Rauheit, die den Ansprüchen eines beugungsbegrenzten abbildenden Systems (Maréchal Kriterium,  $\lambda/14$  [108]) im visuellen Spektralbereich (400 bis 700 nm) genügen.

# 4 Charakterisierung des Metallpulvers für das Additive Fertigungsverfahren

## 4.1 Morphologie und Partikelgrößenverteilung

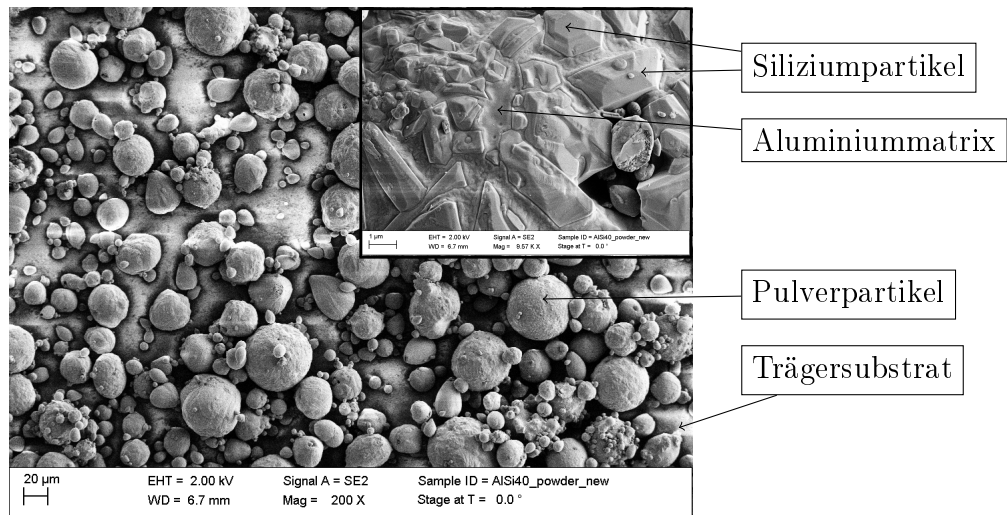
Das verwendete Pulver wurde von einem kommerziellen Anbieter bezogen. Die Herstellung erfolgt durch Verdüsen eines Gemischs von Aluminium und Silizium aus der flüssigen Phase (Al und Si sind in der flüssigen Phase unbegrenzt mischbar, siehe Abb. 5). Die chemische Zusammensetzung anhand der zugegebenen Materialien in der Schmelze wurde mit 40,60 ma% Silizium definiert.

Das Pulver besitzt eine Partikelgrößenverteilung zwischen 20 – 70  $\mu\text{m}$ , ein Bereich, der auch in der Literatur häufig Verwendung findet [37, 64, 74, 75, 109]. Mit diesem Pulver lassen sich optisch homogene Schichten mit 25  $\mu\text{m}$  Dicke auftragen. Die Partikelgrößenverteilung wurde mit einem Lasergranulometer (Typ CILAS 990L) gemessen und lag dem Datenblatt des Pulvers bei. Abbildung 7 zeigt das Histogramm der Verteilungsdichte über den Durchmesser sowie die Verteilungssummenkurve des Volumens ( $Q_3$ ). Die Halbwegs-Partikelgröße beträgt etwa 42,5  $\mu\text{m}$ .



**Abbildung 7:** Histogramm der Partikelgrößenverteilung und kumulierte Werte.

Das Pulver besitzt eine hauptsächlich sphärische Geometrie, mit Abweichungen, die eine ellipsoide Form beschreiben, wie Aufnahmen mit dem Rasterelektronenmikroskop (Typ Zeiss Sigma, Everhart Thornley Detektor) zeigen (siehe Abb. 8). Die Oberflächen sind durch die eingelagerten Siliziumpartikel aufgeraut. Im Bild ist eine nähere Aufnahme

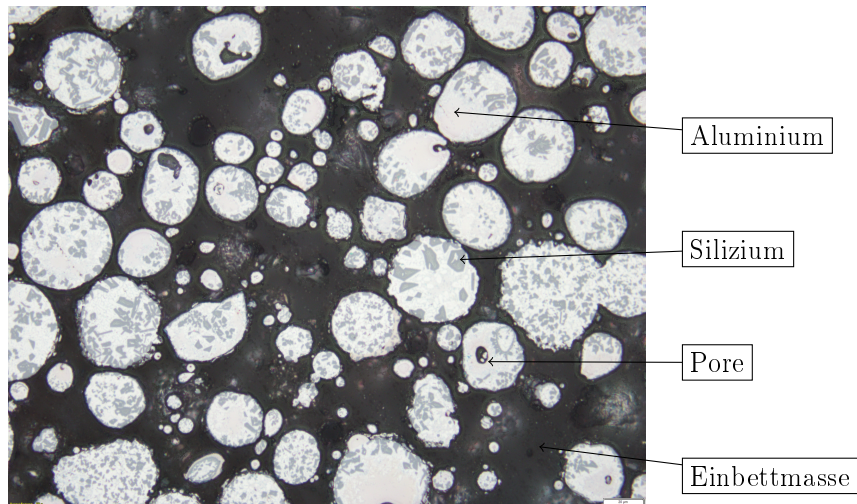


**Abbildung 8:** Aufnahme des nicht umgeschmolzenen AlSi40-Pulvers auf einem Trägersubstrat mit dem Rasterelektronenmikroskop. Vergrößerter Ausschnitt zeigt die Morphologie eines einzelnen Pulverpartikels.

me der Oberfläche der Partikel in der rechten oberen Ecke zu sehen. Die eingelagerten Siliziumkristalle sind als scharfkantige und polygonale Strukturen zwischen einer homogenen und glatten Matrix zu erkennen. Die Abgrenzung zwischen Al- und Si-Partikeln ist sehr deutlich, mit Vertiefungen an der Grenzfläche. Dies ist vermutlich auf die hohe Oberflächenspannung des Aluminiums in der Schmelze zurückzuführen. Diese liegt bei Temperaturen von 1173 K bis 1973 K bei  $0,7$  bis  $0,9 \text{ Nm}^{-1}$  [110].

## 4.2 Analyse der Mikrostruktur

Abbildung 9 zeigt eine Pulverprobe, die in Epoxidharz eingebettet und anschließend poliert wurde. Das verwendete Lichtmikroskop vom Typ Olympus BX51 wurde für die Aufnahme mit einem  $50\times$  Objektiv betrieben, somit ergibt sich ein Messfeld von  $330 \times 260 \mu\text{m}^2$ . Auf dem Bild sind die Einzelpartikel auf dunklem Hintergrund (Einbettmasse) zu erkennen. Die Mikrostruktur besteht aus dunklen Siliziumpartikeln in einer hell erscheinenden Matrix aus Aluminium. Das Gefüge erscheint anhand der Partikel sehr inhomogen. Es lassen sich sehr fein strukturierte Bereiche erkennen, die bereits an oder unter der Auflösungsgrenze des Objektivs liegen. Daneben finden sich auch sehr große Siliziumplatten, die primär aus der Schmelze erstarrt sind und auf Größen von bis zu  $20 \mu\text{m}$  gewachsen sind. Diese sind bevorzugt an der Oberfläche bzw. im Randbereich der Partikel zu finden. Des Weiteren sind Poren in den Partikeln sichtbar, die ebenfalls bis zu  $20 \mu\text{m}$  groß sind. Diese sind teilweise im Zentrum der Partikel lokalisiert und damit



**Abbildung 9:** Lichtmikroskopische Aufnahme einer in Epoxidharz eingebetteten Pulverprobe nach dem Polieren, Vergrößerung: 50×, Messfeld ca.  $330 \times 260 \mu\text{m}^2$ .

als geschlossene Porosität zu betrachten, es finden sich aber auch Poren, bzw. Gräben an der Oberfläche. Das Gefüge deutet aufgrund der geringen Größen der Siliziumpartikel auf eine rasche Erstarrung hin, die allerdings lokal deutlich verschieden ausfallen kann, wie die Bandbreite der Kristallgrößen zeigt. Ein Unterschied zwischen neuem und gebrauchtem Pulver konnte mittels Rasterelektronenmikroskopie nicht ermittelt werden. In beiden Fällen finden sich ähnliche Partikelgrößen, sowie Agglomerate. Der Ersatz von verbrauchtem Pulver erfolgt durch Zugabe von neuem Pulver vor einem neuen Bauprozess je nach zu erwartendem Verbrauch. Der Pulverkreislauf (Befüllen, Verarbeiten, Auffangen, Sieben) wird vollständig unter Inertgasatmosphäre realisiert. Somit wird der Kontakt des Pulvers mit Sauerstoff minimiert.

Eine Degradation von Pulver in der Additiven Fertigung und damit die Beeinflussung der Bauteilqualität nach vielen Verwendungen wird in der Literatur beschrieben [111, 112]. Grund hierfür ist eine zunehmende Oxidation des Pulvers. Dies führt zu einer höheren Härte und geringerer Bruchzähigkeit. Auch die vermehrte Entstehung von Porosität im gefertigten Bauteil wird Oxiden zugeschrieben [113]. Die Degradation des Pulvers hängt jedoch im Wesentlichen von der verwendeten Anlagentechnik ab (Grad und Aufrechterhaltung der Inertisierung während aller Prozesse, Reinheit des Inertgases) was einen Vergleich mit den Erkenntnissen aus der Literatur erschwert.

# 5 Entwicklung von Prozessparametern zur Additiven Herstellung von AlSi40

## 5.1 Grundlegende Parameter und verwendete Anlagentechnik

Die Entwicklung von Parametern für die Verarbeitung des verwendeten Pulvers fand mit einer Maschine des Typs “M2 Cusing” der Firma Concept Laser statt. Diese ist mit einem Ytterbium Faserlaser der Firma IPG ausgestattet, der maximal 400 W an kontinuierlicher Leistung emittiert. Die 3D Scanoptik kann den Laserstrahl durch Fokusverschiebung aufweiten und damit einen variablen Fokusbereich realisieren. Der Bauraum der Maschine misst  $220 \times 220 \times 250 \text{ mm}^3$  und ist mit einer integrierten Plattformheizung ausgestattet, die eine Temperatur von bis zu  $200 \text{ }^\circ\text{C}$  erreicht. Das Rakelwerkzeug besteht aus einer Kautschuklippe. Als Inertgas wurde ausschließlich Stickstoff einer Reinheitsklasse von 99,999 % (5.0) genutzt. Das überschüssige Pulver wird in einem mit Schutzgas inertisierten Edelstahlbehälter gesammelt und zwischen zwei Bauprozessen – ebenfalls unter Inertgas – mit einer Maschenweite von  $63 \text{ }\mu\text{m}$  gesiebt, bevor es wiederverwendet wird.

Auf der Maschine wurden für die Dauer der Untersuchungen keine anderen Pulver verwendet, um Kontaminationen des AlSi40 Pulvers mit Fremdmaterialien zu vermeiden. Um die Verarbeitung eines bis zu diesem Zeitpunkt nicht qualifizierten Pulvers auf einer SLM-Maschine zu gewährleisten, sind einige Voruntersuchungen notwendig. Da sich die zu erzeugenden Teile aus einzelnen Schmelzlinien zusammensetzen (wie in Kap. 2.3.1 erläutert), ist es wichtig, deren Charakteristik zu kennen. Entscheidende Kriterien sind zunächst die Qualität der Linien und deren Breite. Es muss sichergestellt sein, dass die Linien durchgehend und ohne Ausbrüche hergestellt werden können. Dies ist zum Einen für eine gute Belichtung der Flächen durch Aneinanderreihen von Einzellinien wichtig. Zum Anderen ist die Linienqualität für die Support-Strukturen ausschlaggebend, da diese die thermische und mechanische Anbindung an die Bauplattform darstellen und somit für den korrekten Halt der Bauteile während des Prozesses sorgen. Weiterhin muss die Breite der Linien bestimmt werden, um einen entsprechenden Linienabstand für die Erzeugung von Flächenelementen einzuschätzen und zu optimieren. Die Flächenbelichtung wird nach einem kontinuierlichen Schema durchgeführt, wie in Abb. 3 dargestellt. Die Belichtung erfolgt bidirektional, d. h. es wird mäanderförmig mit wechselnder Richtung belichtet. In jeder neuen Schicht wird das gesamte Muster um  $90^\circ$  gedreht. Dieses Schema wird für alle folgenden Untersuchungen beibehalten. Andere Belichtungsstrategien,

wie bspw. das zufällige Belichten von Einzelsegmenten, sind zwar möglich, werden aber nicht betrachtet. Schließlich werden zum Begrenzen der Flächenbelichtung Konturfahrten durchgeführt, welche das Bauteil nach außen abschließen und die Oberfläche glätten sollen. Auch haben diese Konturfahrten Einfluss auf die Maßgenauigkeit der fertigen Komponenten. Wichtig ist hier die Überlappung der Kontur mit den Flächenvektoren, da es sonst zu Leerräumen kommt (siehe Abb. 3). Die entsprechende Optimierung schließt das Kapitel der Parameterstudien ab.

Tabelle 2 fasst wichtige Parameter zusammen, die für die folgenden Untersuchungen konstant gehalten wurden.

Schichthöhe $t_\ell$	Beschichter- geschwindigkeit	Plattform- temperatur	Beschichterform	Prozessgas
25 $\mu\text{m}$	150 mm/s	200 °C	Kautschuklippe	Stickstoff 5.0

**Tabelle 2:** Ausgewählte Maschinenparameter, die nicht variiert werden

Die Menge an Pulver, die bei jeder neuen Schicht aufgerakelt wird, wurde je nach zu belichtender Fläche mit einem Überschuss von Faktor 2 bis 3 gewählt, sodass Fehlstellen durch Mangel an Pulver vermieden werden.<sup>8</sup>

## 5.2 Variation der Laserparameter

### 5.2.1 Generierung und Charakterisierung von Einzelschmelzspuren

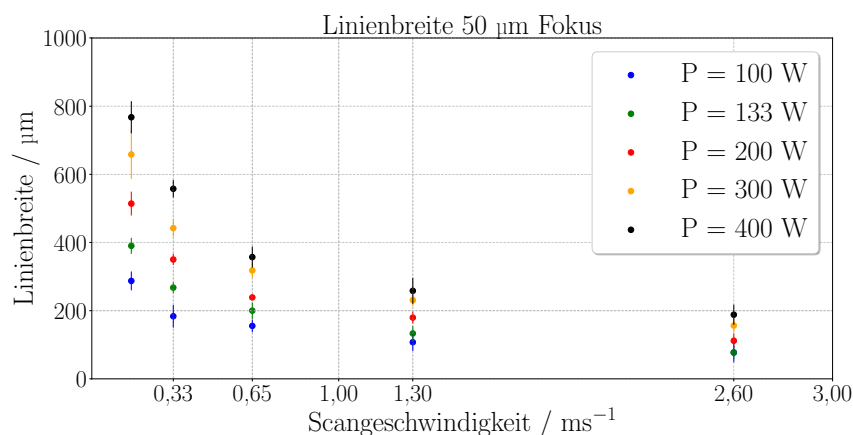
Zunächst wurde untersucht, in welchem Energiebereich das Aufschmelzen des AlSi40-Pulvers erreicht wird. Der Ansatz hierfür ist die Erzeugung von einzelnen Schmelzlinien über mehrere Schichten. Es entstehen damit Wände, deren Dicke etwa der Breite einer Schmelzlinie entspricht. Als Richtlinie für die Untersuchung kann eine Streckenenergie definiert werden, die die Laserleistung und die verwendete Scan-Geschwindigkeit ins Verhältnis setzt. Dies kann genutzt werden, um zu untersuchen, ab welchem Energieeintrag ein durchgehendes Aufschmelzen des Pulvers und damit eine Verbindung gewährleistet ist [114]. Die Streckenenergie  $E_S$  berechnet sich nach (5.1).

$$E_S = \frac{P_L}{v_s} \quad (5.1)$$

<sup>8</sup>Bei einer Dosierung von 1 : 1, wird die Bauplattform um den gleichen Weg abgesenkt, wie die Pulverkammer angehoben wird. Durch das Aufschmelzen von Material kommt es lokal zu einer Kontraktion, sodass die nächste Pulverlage mehr Volumen ausgleichen muss als es die Absenkung der Bauplattform vorgibt. Ein Anheben der Pulverkammer um einen höheren Weg gleicht dies aus.

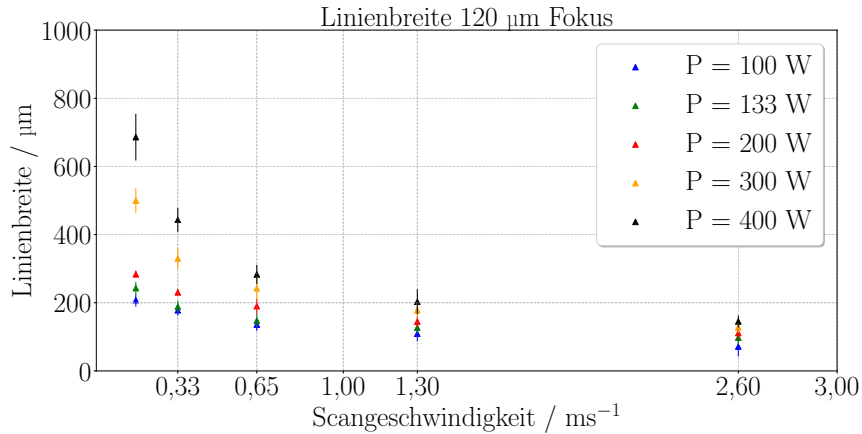
Laserleistung und Scan-Geschwindigkeit werden variiert, zusätzlich wurde die Untersuchung mit zwei verschiedenen Fokusslagen des Lasers durchgeführt, sodass der Durchmesser des Laserstrahls in der Bearbeitungsebene etwa  $50\ \mu\text{m}$  und  $120\ \mu\text{m}$  entspricht<sup>9</sup>. Die Parameterfelder wurden in Segmenten mit Außenmaßen von etwa  $20\ \text{mm}$  und einer Höhe von  $2\ \text{mm}$  erzeugt und der Abstand der einzelnen Vektoren  $d_h$  auf etwa  $3\ \text{mm}$  gesetzt. Die resultierenden Breiten der Schmelzlinien wurden im Anschluss unter dem Lichtmikroskop vermessen. Dies erfolgte mit einem Olympus BX51 Auflichtmikroskop anhand eines kalibrierten  $5\times$ , sowie  $10\times$  Objektivs mit der Mikroskopsoftware Stream Motion. Für jeden Parameter wurden mindestens 15 Messungen durchgeführt, um eine Streuung der Breite der Linien zu ermitteln. Das Ziel ist es, Parameter mit minimaler Streuung der Linienbreite zu ermitteln. Ein weiteres wichtiges Kriterium ist die absolute Linienbreite. Ein möglichst geringer Wert wird angestrebt, da es ein wesentliches Ziel der Entwicklung ist, mit den ermittelten Parametern Bauteile mit filigranen Strukturen aufzubauen. Zielstellung sind Strukturen mit einer minimalen Breite zwischen  $500\ \mu\text{m}$  und  $700\ \mu\text{m}$ . Da jedes zu belichtende Element Flächenvektoren sowie eine umlaufende Kontur besitzt (vgl. Abb. 3), sollten die Linienbreiten deutlich geringer als die Hälfte des Durchmessers der zu erzeugenden Struktur sein. Die Linienbreiten sollten daher unter  $350\ \mu\text{m}$  liegen.

Abbildung 10 stellt die gemessenen Linienbreiten über den Parametern Laserleistung und Scan-Geschwindigkeit für die erste Fokusslage von  $50\ \mu\text{m}$  dar. Die Fehlerbalken entsprechen der Standardabweichung.



**Abbildung 10:** Gemessene Linienbreiten in Abhängigkeit der Laserleistung und Scan-Geschwindigkeit; Durchmesser des Lasers im Fokus:  $50\ \mu\text{m}$ .

<sup>9</sup>Diese Breite wird definiert als der doppelte Strahlradius, an dem die Intensität des Gaußstrahls auf  $1/e^2$  der Maximalintensität abgesunken ist.

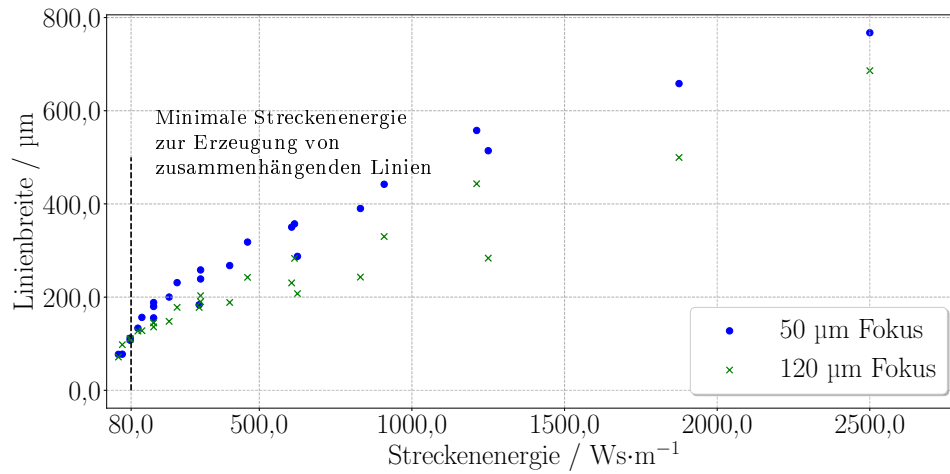


**Abbildung 11:** Gemessene Linienbreiten in Abhängigkeit der Laserleistung und Scan-Geschwindigkeit; Durchmesser des Lasers im Fokus: 120 µm.

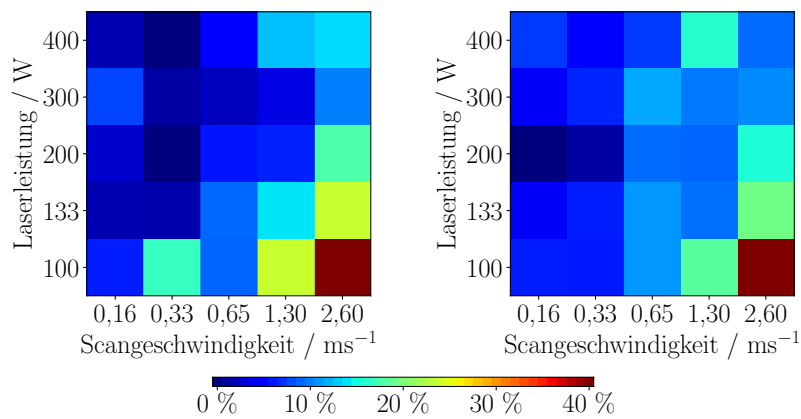
Die Linienbreite steigt bei einer Laserleistung von 400 W auf Werte von bis zu 770 µm bei der minimal gewählten Scan-Geschwindigkeit von 0,16 m/s. Bei dieser Geschwindigkeit besitzt die Leistung einen hohen Einfluss auf die Linienbreite. Bereits bei 0,33 m/s geht dieser Einfluss deutlich zurück, ab 1,30 m/s ist der Einfluss nur noch sehr gering. Bei einer weiteren Verdopplung auf 2,60 m/s ändert sich die Breite nicht mehr signifikant.

Die Abhängigkeit der gemessenen Linienbreiten von Leistung und Geschwindigkeit erscheint in der zweiten Fokuslage äquivalent, die Werte sind jedoch generell kleiner, siehe Abb. 11. Dies deutet auf einen geänderten Energieübertrag in das Pulver hin, der bei identischer Menge an eingestrahelter Energie eine geringer ausgedehnte Schmelze generiert. Die Differenz der Linienbreiten der beiden Fokuslagen nimmt mit zunehmender Leistung und abnehmender Geschwindigkeit zu. Dies wird in Abb. 12 ersichtlich. Abbildung 13 zeigt den relativen Fehler der gemessenen Linienbreiten über den jeweiligen Parametersatz aus Leistung und Scan-Geschwindigkeit. Die Streuung der Linienbreite steigt tendenziell mit höheren Geschwindigkeiten und niedrigeren Leistungen, also einer sinkenden Streckenenergie an. Bei der höchsten Scan-Geschwindigkeit von 2,6 m/s kommt es in beiden Fokuslagen unterhalb von 300 W zu Unterbrechungen der Linien. Eine Streckenenergie von 80 Ws/m kann damit als untere Grenze für ein stabiles Prozessfenster angegeben werden. Ein oberes Limit wurde nicht untersucht, da die Linienbreite bereits im abgedeckten Parameterraum in einen Bereich der Breite geht, der nicht genutzt wird. Die höchste Streckenenergie im Versuch beträgt 2500 Ws/m bei einer Leistung von 400 W und einer Scan-Geschwindigkeit von 0,16 m/s. Hier werden bereits sehr grobe Strukturen generiert (Linienbreite 767 bzw. 685 µm), die sich nicht mehr für





**Abbildung 12:** Gemessene Linienbreiten in Abhängigkeit der Streckenenergie für zwei verschiedene Fokuslagen des Lasers.



**Abbildung 13:** Bewertungsschema der Einzellinientests, farblich dargestellt ist die relative Abweichung von der mittleren Linienbreite nach jeweiligem Parametersatz. Links: Auswertung mit 50  $\mu\text{m}$  Fokus, rechts: Auswertung mit 120  $\mu\text{m}$  Fokus.

Fokusbereich	Leistung / W	Scan-Geschwindigkeit / ms <sup>-1</sup>	Linienbreite / μm
50 μm	100	0,16	287,4 ± 27,7
	200	0,33	350,2 ± 16,2
	200	0,65	238,9 ± 8,5
	300	0,65	318,1 ± 20,2
120 μm	133	0,16	242,9 ± 18,0
	200	0,33	230,5 ± 10,5
	200	0,65	190,0 ± 22,6
	200	1,30	144,7 ± 16,7

**Tabelle 3:** Ausgewählte Laserparameter für die Untersuchungen zur Volumengenerierung inkl. gemessener Linienbreiten und Streuung.

die umzusetzenden Strukturbreiten eignen.

### 5.2.2 Erzeugung von Volumen

Versuche zur Erzeugung von 3D-Bauteilen wurden anhand von acht Parametern aus Kap. 5.2.1 durchgeführt. Für jede Fokusbereich wurden vier Parameter für die folgende Untersuchung ausgewählt. Das Selektionskriterium ist der in Kap. 5.2.1 angegebene Bereich der Linienbreite. Aus den Parametern, die dies erfüllen, wurden jene mit der geringsten relativen Abweichung der Breite gewählt. Tabelle 3 fasst die weiter untersuchten Parameter zusammen. Für die Generierung von 3D-Bauteilen muss der Einzellinienabstand  $d_h$  als Parameter evaluiert werden. Dieser muss auf die Schmelzlinienbreite angepasst werden, sodass sich die geschmolzenen Linien überlappen. Dies erzeugt ein zusammenhängendes Volumen. Als Probengeometrie wurden Quader mit einer Dimension von  $20 \times 20 \times 2 \text{ mm}^3$  ( $\ell \times b \times h$ ) gewählt. Die untersuchten Parametersätze wurden mit jeweils fünf verschiedenen Abstandsfaktoren kombiniert und entsprechende Strukturen durch SLM erzeugt. Abbildung 14 zeigt 25 (fünf Parametersätze) dieser Quader, aufgebaut auf einer Bauplattform. Der Hatch-Abstand  $d_h$  nimmt in einer Reihe von links nach rechts zu. Der Wert wird relativ zur für den jeweiligen Parameter gemessenen Linienbreite aus Kap. 5.2.1 variiert und erstreckt sich über einen Bereich von 55 % bis zu 95 % der Linienbreite<sup>10</sup>.

Jedes Feld wurde einer visuellen Prüfung unterzogen. Das Erscheinungsbild wird zu hö-

<sup>10</sup>Beispiel: Linienbreite: 200 μm, Abstandsfaktor: 55 %, Absolutabstand  $d_h = 200 \text{ μm} \times 0,55 = 110 \text{ μm}$



**Abbildung 14:** Fünf Parametersätze (reihenweise) mit variablem Hatch-Abstand (von links nach rechts zunehmend); Zustand nach Entnahme aus der SLM-Maschine. Die lateralen Abmessungen eines erzeugten Feldes betragen  $20 \times 20 \text{ mm}^2$ .

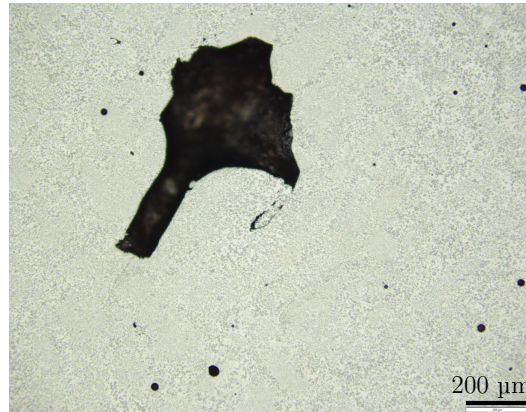


**Abbildung 15:** Gefertigte Volumenkörper; 200 W, 1,3 m/s; Hatch-Abstand nimmt von links (55 % der Schmelzlinienbreite) nach rechts (95 % der Linienbreite) zu.

heren Hatch-Abständen hin homogener, die Oberfläche ist glatter, die Ecken und Kanten sind besser definiert und wölben sich weniger nach oben (siehe Abb. 14). Abbildung 15 zeigt eine nähere Aufstellung anhand der Einzelfotographien eines Parametersatzes. Bei niedrigen Hatch-Abständen sind grobe Erhebungen auf den Oberflächen sichtbar, die mit ansteigendem Abstand geringer werden. Nach der Sichtprüfung wurde die Bauplatte mit den Feldern auf eine konstante Höhe überfräst. Es folgte eine weitere Glättung mittels folgender Probenpräparation:

- Läppen mit SiC und einer Korngröße von  $7 \mu\text{m}$
- ca. 4 h Polieren mit Aluminiumoxid auf Polyurethanpad in Wasser (Korngröße  $1 \mu\text{m}$ )
- Chemisch-Mechanisches Polieren auf weichem Pad mit  $60 \text{ nm}$  Siliziumdioxid-Partikeln für ca. 10 min, pH-Wert 11

Dies erlaubt die Beurteilung der Porosität, sowie eine Charakterisierung der Mikrostruk-

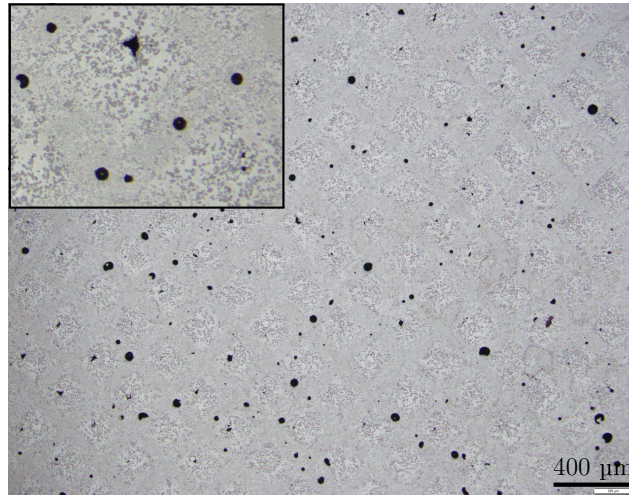


**Abbildung 16:** Aufnahme des Gefüges mit einem  $10\times$  Objektiv im Lichtmikroskop. Parameterfeld:  $P_L = 100$  W,  $v_s = 0,16$  m/s, Hatch-Abstand  $d_h = 65$  % der Schmelzlinienbreite, Fokus:  $50$   $\mu\text{m}$ .

tur. Jedes Feld wurde in mehreren Ausschnitten mittels verschiedener Objektive im Lichtmikroskop beurteilt. Die Porosität zeigt deutliche Unterschiede. Der Parametersatz mit  $100$  W,  $0,16$  m/s und  $50$   $\mu\text{m}$  Fokus (siehe Abb. 16) zeigt beispielsweise sehr große Fehlstellen mit unregelmäßiger Form. Die Größe (größte Ausdehnung der Pore im Bild:  $800$   $\mu\text{m}$ ) liegt deutlich über dem Durchmesser der Pulverpartikel und deutet daher auf Beschichtungsfehler hin, die beispielsweise durch unebene Oberflächen entstehen können, wie sie bei geringen Hatch-Abständen auftreten, siehe Abb. 14. Abbildung 17 hingegen zeigt kleinere, kreisrunde Poren, die einem Muster folgen. Die Anordnung der Poren lässt auf eine systematische Ursache schließen. Die linienförmige Ausrichtung und der mittlere Abstand der Linien entspricht dem Belichtungsmuster aus dem SLM-Prozess. Demnach befinden sich die Poren jeweils im Zentrum eines Scan-Vektors. An dieser Position besitzt die Schmelze die höchste Temperatur; dies könnte auf Verdampfung des Materials hindeuten. Der Grund dafür wird im geringen Fokusdurchmesser des Strahlprofils des Lasers gesehen. Die Breite der Taille im Fokus ist mit einem Wert von  $50$   $\mu\text{m}$  angegeben. Wählt man einen breiteren Fokus bei gleichbleibender Ausgangsleistung, wird die maximale Amplitude des Gaußstrahls verringert und somit die Energie gleichmäßiger im Material verteilt.<sup>11</sup> Alle Parametersätze mit dem schmalen Fokusdurchmesser zeigten die entsprechende vornehmlich sphärische Porosität in verschieden starker Ausprägung.

Gestützt wird diese These aufgrund der sich ausbildenden Mikrostruktur. Diese charakterisiert sich durch primär-Silizium und Aluminiummatrix bzw. eutektischer Phase aus Al und Si. Es sind weiterhin Bereiche zu erkennen, in denen die Si-Partikel sehr

<sup>11</sup> $E_L = P/\pi r^2$ , Für  $50$   $\mu\text{m}$  :  $E_L = 0,102$  W/ $\mu\text{m}^2$ , für  $120$   $\mu\text{m}$  :  $E_L = 0,018$  W/ $\mu\text{m}^2$ . Die mittlere Leistungsdichte bei Erhöhung von  $50$   $\mu\text{m}$  auf  $120$   $\mu\text{m}$  verringert sich um  $\approx 83$  %.

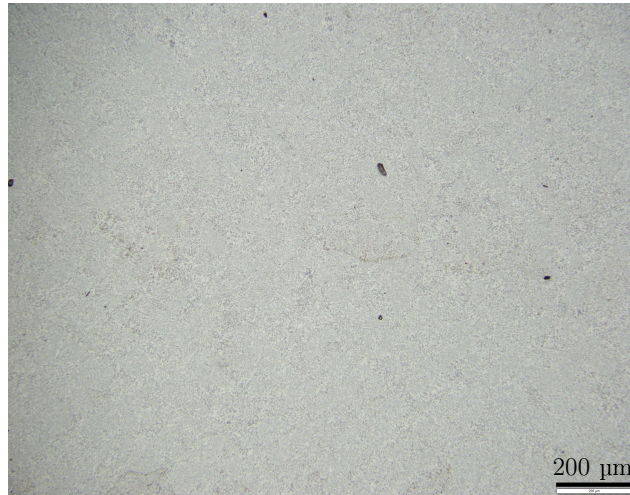


**Abbildung 17:** Aufnahme des Gefüges mit einem  $5\times$  Objektiv im Lichtmikroskop, oben links: nachvergrößerte Aufnahme aus einem  $10\times$ -Bild. Parameterfeld:  $P_L = 300\text{ W}$ ,  $v_s = 0,65\text{ ms}^{-1}$ ,  $d_h$ : 85 % der Linienbreite, Fokus:  $50\text{ }\mu\text{m}$ . Das Gefüge zeigt ein Muster, das sich mit dem Belichtungsmuster aus dem SLM-Prozess zur Deckung bringen lässt.

klein sind und Bereiche, die größere Partikel zeigen. Die Bearbeitung der Bilder mit einem Kantensfilter<sup>12</sup>, macht ein Muster sichtbar, das wiederum dem Belichtungsmuster aus dem SLM Prozess zuzuordnen ist, siehe Anhang Abb. 62. Besonders deutlich wird dies im vergrößerten Ausschnitt in Abb. 17. Die Position der Poren und die Bereiche minimaler Silizium-Partikelgröße sind deckungsgleich. Im Bereich der Überlappung von parallelen Schmelzlinien ist das Gefüge deutlich gröber, hier findet eine Mehrfachbelichtung statt. Jede neue Schmelzlinie überlappt mit der vorherigen und erzeugt einen erneuten Wärmeeintrag, wodurch die bereits erstarrten Bereiche teilweise wieder aufgeschmolzen werden. Die primär-Siliziumkristalle schmelzen dabei nicht komplett auf, da hierfür die Schmelztemperatur des Siliziums ( $1414\text{ }^\circ\text{C}$ ) überschritten werden müsste, wohingegen Aluminium bereits bei  $660\text{ }^\circ\text{C}$  aufschmilzt. Das Silizium bietet damit Oberflächen für heterogene Keimbildung und ein weiteres Wachsen der Si-Partikel. Bei allen Parametern mit  $50\text{ }\mu\text{m}$  Fokuslage ist dies ausgeprägt.

Eine Messung der mittleren Abstände dieser linienförmigen Strukturen wurde durchgeführt. Dazu wurden, ausgehend von Abb. 62, in beiden Richtungen Linien im Zentrum der dunklen Bereiche platziert, welche den kleinen Siliziumpartikeln entsprechen. Die Start- und Endpunkte der Linien wurden anschließend als Koordinaten exportiert und Geradengleichungen erstellt. Mit Hilfe dieser wurde jeweils eine verbindende orthogonale Gerade zwischen zwei benachbarten Linien berechnet und anhand der Start- und Endpunkte

<sup>12</sup>Anwendung von Zwei Sobel Operatoren (horizontal und vertikal), Wurzel der Summenquadrate



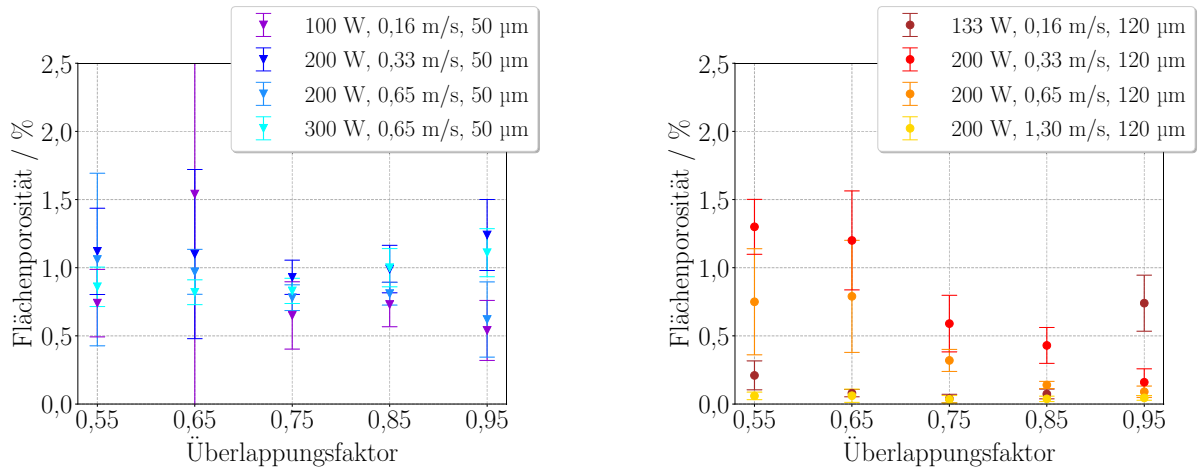
**Abbildung 18:** Aufnahme des Gefüges mit einem  $10\times$  Objektiv im Lichtmikroskop. Parameterfeld:  $P_L = 200$  W,  $v_s = 1,3$  m/s,  $d_h$ : 85 % der Linienbreite, Fokus: 120  $\mu\text{m}$ .

der Ausgangsgeraden die Abstände an diesen zwei Punkten ermittelt. Der Durchschnitt aller gemessenen Abstände beträgt  $(258,0 \pm 5,4)$   $\mu\text{m}$ . Der rechnerische Wert des Hatch-Abstandes aus dem Belichtungsmuster ergibt sich aus der gemessenen Schmelzlinienbreite, multipliziert mit dem Überlappungsfaktor und beträgt:  $d_h = (318,1 \pm 20,2) \times 0,85$   $\mu\text{m} = (270,4 \pm 17,3)$   $\mu\text{m}$ . Die Übereinstimmung ist bei Betrachtung des Fehlerintervalls gegeben und lässt sich auch an weiteren Bildern reproduzieren. Abbildung 17 zeigt in den Überlapp-Bereichen der Scan-Vektoren vereinzelt weitere Poren, die jedoch nicht rund geformt sind, sondern eine eher zufällige Gestalt besitzen. Dies deutet darauf hin, dass bei diesem Parameter die Überlappung zu gering ist.

Abbildung 18 zeigt ein Gefüge, wie es mit einem Fokussdurchmesser von 120  $\mu\text{m}$  entstanden ist. Der hier gewählte Parameter liegt bei  $P_L = 200$  W mit  $v_s = 1,3$  m/s Scan-Geschwindigkeit und einer Überlappung von 85 %. Die Aufnahme wurde mit dem  $10\times$  Objektiv angefertigt. Hier sind Inhomogenitäten nicht direkt feststellbar, mit einem Kantenfilter (siehe Anhang Abb. 63) lässt sich eine ähnliche Struktur sichtbar machen, die jedoch weniger ausgeprägt ist. Im Vergleich zur Mikrostruktur des Pulvers (Abb. 9) lässt sich zunächst festhalten, dass die Struktur des umgeschmolzenen Bauteils homogener ist und große Si-Partikel, wie sie im Pulver sichtbar waren, nicht mehr vorhanden sind. Demzufolge kann von einem vollständigen Aufschmelzen des Pulvers während des Prozesses unter Anwendung der genannten Parameter ausgegangen werden.

Nachfolgend wird eine Übersicht über die resultierende Porosität der hergestellten Proben nach verwendetem Parametersatz gegeben. Dabei wurden pro Satz neun Bilder



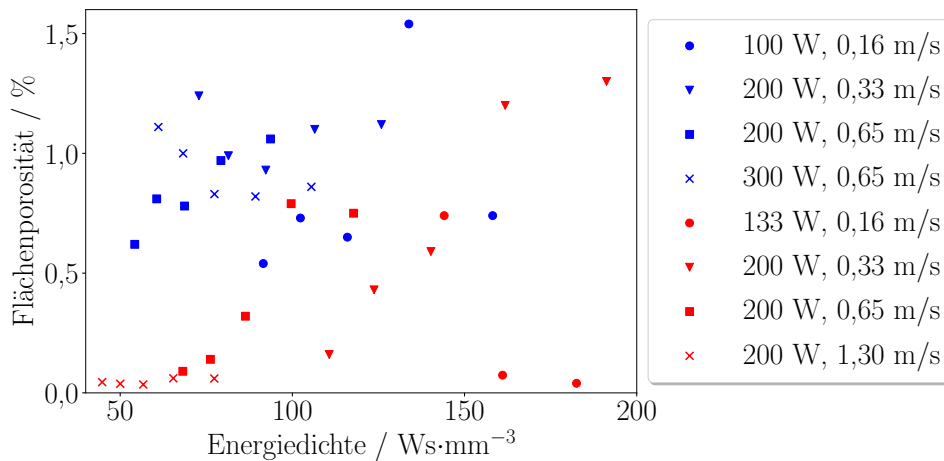


**Abbildung 19:** Übersicht der Flächenporosität nach Parametersatz und Überlappung der Einzellinien, die linke Grafik zeigt Parameter mit 50 µm Fokusdurchmesser, die rechte Grafik gibt die Ergebnisse für eine Fokuslage von 120 µm an.

von verschiedenen Positionen polierter Proben im Lichtmikroskop bei einer Vergrößerung von  $5\times$  (Messfeld:  $3338\ \mu\text{m} \times 2618\ \mu\text{m}$ ) ausgewertet. Die Ausgangsbilder besitzen ein bimodales Helligkeits-Histogramm und wurden daher mit dem Minimumalgorithmus zur Schwellwertfindung<sup>13</sup> binarisiert. Dieser ist für eine bimodale Häufigkeitsverteilung sehr gut geeignet. Neben dem breiten peak, der das Material repräsentiert, existiert ein zweiter, der bei etwa null liegt (schwarz, Porosität). Bereiche von zusammenhängenden Pixeln im generierten Binärbild wurden einzelnen Poren zugeordnet. Dabei wurde eine minimale Größe von drei Pixeln festgelegt, um Rauschen von der Auswertung auszuschließen. Berechnet wurde dann die Gesamtfläche der Poren (Flächenporosität), sowie die einzelnen Durchmesser (längste Ausdehnung), Kriterien zur Formbeschreibung und die Einzelflächen. Abbildung 19 zeigt die Flächenporosität und Abb. 64 (siehe Anhang) die gemittelte Rundheit<sup>14</sup> in Abhängigkeit der Parameter. Es lässt sich feststellen, dass mit einem Fokusdurchmesser von 50 µm keine Porositäten unter 0,5 % erreichbar sind. Mit einer Fokuslage von 120 µm kann dies mit verschiedenen Parametern realisiert werden. Die niedrigste Porosität liegt bei hohen Überlappungsfaktoren (also großen Hatch-Abständen), das Optimum befindet sich zwischen 0,75 und 0,85 und einem Parameter von 200 W bei 1,3 m/s Scan-Geschwindigkeit. Die ermittelte Porosität liegt bei 0,04 %. Der gemittelte Porendurchmesser beträgt 12 µm, die mittlere Rundheit der Poren ist bei

<sup>13</sup>Dieser Algorithmus glättet das Histogramm bis zwei Maxima verbleiben und legt den Schwellwert als Mittelwert zwischen den beiden peaks fest. Das Verfahren geht auf Prewitt und Mendelsohn zurück [115].

<sup>14</sup>Die Rundheit beschreibt die Übereinstimmung der Form mit einem idealen Kreis (zwischen 0 und 1). Dies erlaubt Rückschlüsse auf die Ursache der Poren.



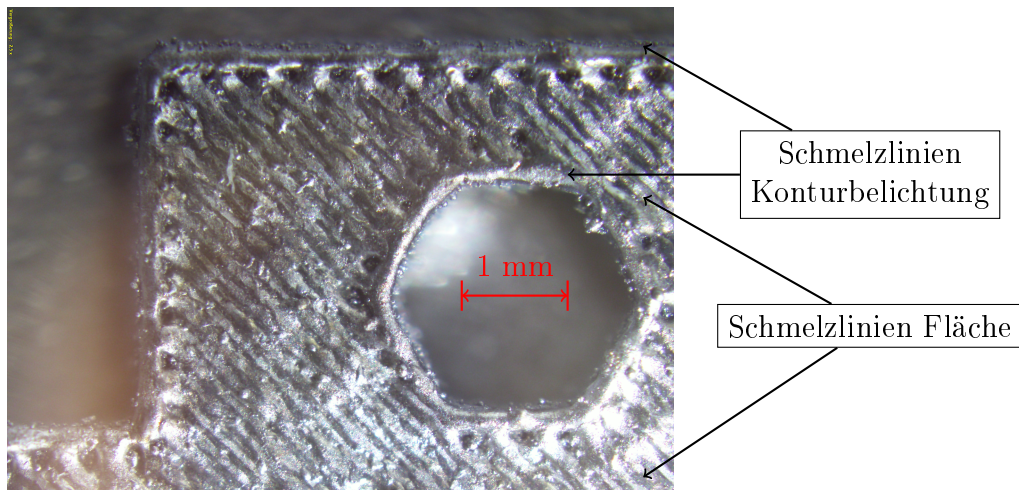
**Abbildung 20:** Übersicht der Flächenporosität in Abhängigkeit der Energiedichte  $E_V$  nach (2.3), blaue Markierungen entsprechen Parametern mit 50  $\mu\text{m}$  Fokusbereich, rote Markierungen geben 120  $\mu\text{m}$  Fokusbereich an.

diesem Parametersatz am geringsten, die Form eher zufällig. Bei einem Überlappungsfaktor von  $> 0,85$  steigt die Porosität wieder an. Hier zeigen sich erste Poren aufgrund nicht ausreichender Überlappung der Schmelzlinien. Im Gegensatz liegt die Rundheit der Poren bei allen 50  $\mu\text{m}$  Fokusbereichen deutlich höher. Der Effekt der Verdampfung von Material kann bei den Parametern mit dieser Fokusbereich nicht verhindert werden.

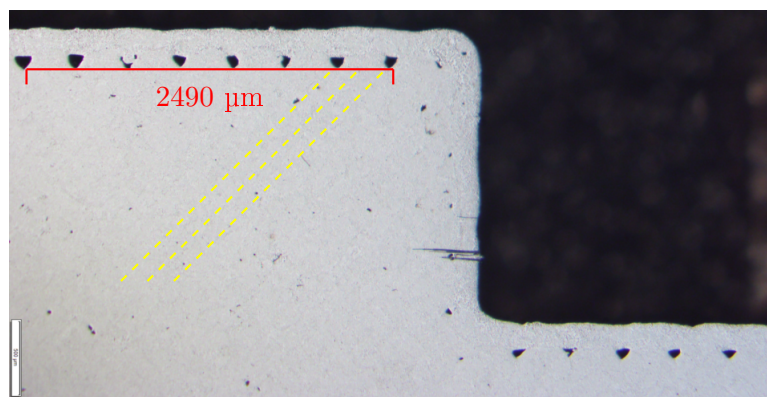
Die Energiedichte  $E_V$  (nach (2.3)) besitzt einen Einfluss auf die Oberflächenqualität. Dies geht aus der Sichtprüfung der erzeugten Volumenkörper hervor. Mit sinkender Energiedichte (steigendem Hatch-Abstand) sinken die Rauheiten der Oberflächen. Die Energiedichte ist jedoch nicht anwendbar, um die Porosität einzuschätzen. Gleiche Energiedichten können zu stark unterschiedlichen Ergebnissen führen, da Parameter wie die Fokusbereich nicht berücksichtigt werden. Die berechnete Energiedichte kann nur als grobe Richtlinie hinsichtlich eines Prozessfensters gesehen werden, erlaubt im hier betrachteten Bereich jedoch noch keine Aussagen über die zu erwartende Porosität oder Mikrostruktur des generierten Materials. Abbildung 20 zeigt dies graphisch für alle Energien der jeweiligen Parametersätze. Der Energiebereich der in dieser Untersuchung betrachteten Parameter liegt zwischen  $54 \text{ J/mm}^3$  und  $191 \text{ J/mm}^3$ . In diesem Bereich können Teile mit einer Porosität unter 2 % hergestellt werden. Ein Bereich ab  $30 \text{ J/mm}^3$  (bis  $70 \text{ J/mm}^3$  wurde untersucht) zur Erreichung der gleichen Porosität wird in der Literatur für AlSi12 angegeben [116].

Mit einem minimalen Wert von 0,04 % wurde eine sehr geringe Porosität für die hergestellten Flächen ermittelt. Die zugehörigen Parameter werden im Folgenden angewendet.





**Abbildung 21:** Lichtmikroskopische Aufnahme einer gefertigten Struktur mit Konturbelichtungen.



**Abbildung 22:** Aufnahme eines polierten Testteils mit einem Muster von Poren direkt hinter der Kontur. Rot: Messung des Abstandes der Poren, gelb: Lage der Scan-Vektoren aus dem SLM-Prozess.

### 5.2.3 Optimierung der Konturbelichtung

Neben der Belichtung von Flächen im Querschnitt ist zur Glättung der Randbereiche eine Belichtung von Konturen erforderlich. Die Parameter der Konturbelichtung wurden anhand der ermittelten optimalen Parameter festgelegt. Die Scan-Geschwindigkeit wurde jedoch verringert, da bei 1,3 m/s eine sichtbare Verrundung von Ecken und Kanten auftritt. Die Aufnahme eines Ausschnitts aus einer gefertigten Struktur mit einer Scan-Geschwindigkeit der Konturlinie von 0,65 m/s ist in Abb. 21 gezeigt.

Um die korrekte Anbindung der Konturen an die Flächenbelichtung zu untersuchen, wurden die gefertigten Teile poliert und unter dem Lichtmikroskop begutachtet. Es zeigt sich ein regelmäßiges Muster an Poren mit einer dreieckförmigen Gestalt. Abbildung 22

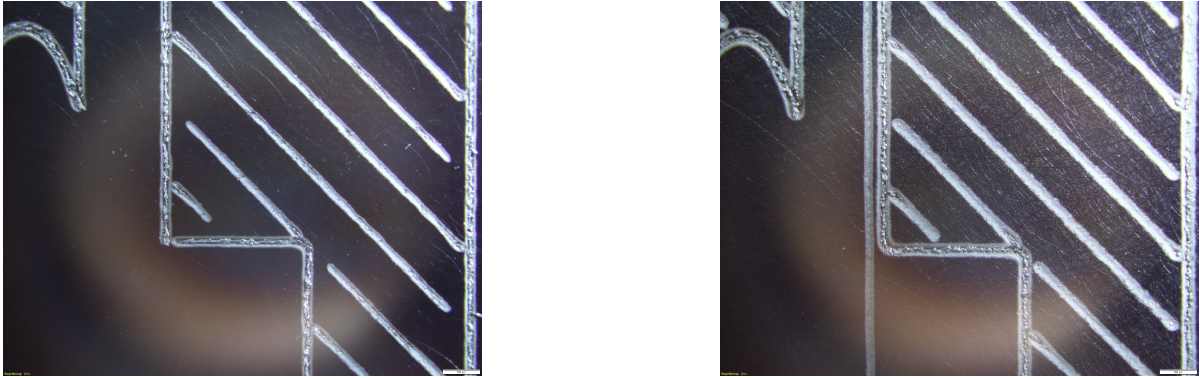
zeigt eine Aufnahme der polierten Oberfläche, mit einem Muster der Scan-Vektoren überlagert und einer Abstandsmessung der Poren. Es zeigt sich, dass jeder zweite Scan-Vektor in der Fläche zu kurz ist und sich aufgrund der 45°-Anordnung der Scan-Vektoren eine charakteristische dreieckige Form der Poren an den Enden im Übergang zur Kontur ausbildet. Der Abstand der Poren zueinander beträgt  $d_s = 355,7 \mu\text{m}$ . Unter einem 45°-Winkel (Kathete des gleichseitigen Dreiecks, dessen Hypotenuse der Abstand  $d_s$  ist) beträgt der Abstand demnach  $d_k = 251,5 \mu\text{m}$  ( $d_s = \sqrt{2d_k^2}$ ). Dies entspricht dem doppelten Hatch-Abstand von  $123 \mu\text{m}$  (Linienbreite:  $145 \mu\text{m}$ , Abstand 85 %). Da die Belichtung bidirektional erfolgt, d. h. mit wechselnder Richtung der nebeneinander liegenden Vektoren, deutet dies stark auf eine unpassend konfigurierte Lasereinstellung hin<sup>15</sup>. Aufgrund der Anordnung der Poren kommt die Verzögerungszeit beim Einschalten oder Ausschalten des Lasers als Fehlerursache in Betracht.

Für die Analyse der Verzögerungszeit wurde eine Teststruktur auf eloxierte Aluminiumbleche geschrieben. Die Oxidschicht wird dabei ablatiert und das Belichtungsmuster direkt sichtbar. Hierfür wurde der Hatch-Abstand  $d_h$  auf etwa  $600 \mu\text{m}$  gesetzt, um einzelne Linien zu erzeugen und vermessen zu können. Ausgehend von den Startwerten für die Verzögerungen von  $0,2 \text{ ms}$  wurden Strukturen mit stufenweise geänderten Verzögerungszeiten um jeweils  $0,05 \text{ ms}$  geschrieben. Es wurde ermittelt, dass die Ausschaltverzögerung zu gering ist. Diese wurde dementsprechend verlängert, sodass der Laser am Ende eines Scan-Vektors länger eingeschaltet bleibt. Eine Anbindung bzw. Überlappung der generierten Linien von Fläche und Kontur stellte sich ab einer Verzögerungszeit von  $0,5 \text{ ms}$  ein. Abbildung 23 zeigt zwei Ausschnitte der beschrifteten Aluminiumbleche in der Ausgangseinstellung (links) und der optimierten Einstellung (rechts). Die ermittelten Einstellungen wurden im Folgenden zu einem festen Parametersatz integriert und für alle folgenden Bauteile angewendet. Damit ist ein fehlerfreies Belichtungsmuster mit minimaler Porosität ermittelt und die Parameterstudie abgeschlossen.

Tabelle 4 fasst die ermittelten Parameter nach entsprechendem Belichtungssegment

---

<sup>15</sup>Die Steuerung der Belichtungseinheit aus Laser und Scanner wird durch eine Scankarte realisiert. Diese muss den Scanner präzise ansteuern, um die Positionen der Scan-Vektoren abzufahren, sowie zu den entsprechenden Zeitpunkten den Laser freigegeben. Aufgrund der Trägheit der Scanspiegel erfolgt jeweils an den Start- und Endpunkten von Scan-Vektoren eine Beschleunigung des Systems, bevor die eigentliche Scan-Geschwindigkeit erreicht wird. Wird der Laser zu früh eingeschaltet, erfolgt somit eine Belichtung mit geringerer Geschwindigkeit und die eingetragene Energie ist zu hoch. Auch kann damit eine Belichtung in Bereichen erfolgen, die eigentlich nicht erwünscht sind. Der Scanner "springt" vom Ende eines Vektors zum Start des nächsten. Blicke der Laser währenddessen eingeschaltet, würde die Verbindungsstrecke ebenfalls belichtet. Demnach muss der Laser im richtigen Moment zu- und ausgeschaltet werden. Dies wird über Verzögerungszeiten realisiert, um den Beschleunigungseffekten Rechnung zu tragen. Diese Zeiten müssen je nach gewählter Scan-Geschwindigkeit angepasst werden.



**Abbildung 23:** Optimierung der Ausschaltverzögerung des Lasers. Links: Ausgangseinstellung 0,2 ms, hier sind Lücken zwischen den diagonalen Linien der Fläche und den horizontalen und vertikalen Linien der Kontur zu erkennen. Rechts: optimierte Verzögerung von 0,5 ms, die Linien überlappen sich.

Belichtungssegment	Leistung / W	Scan- geschwindigkeit / $\text{ms}^{-1}$	Fokusslage
Support	diverse	diverse	50 oder 120 $\mu\text{m}$
Fläche	200	1,30	120 $\mu\text{m}$
Kontur	200	0,65	120 $\mu\text{m}$

**Tabelle 4:** Zusammenfassung des erzeugten Parametersatzes. Dieser kommt für alle folgenden Untersuchungen zum Einsatz.

zusammen. Wie aus Abb. 13 ersichtlich wird, kommen für die Generierung von Supportstrukturen mehrere Parametersätze aus Leistung und Geschwindigkeit in Betracht. Aus Zeitgründen könnte man einen Parameter mit möglichst schneller Scan-Geschwindigkeit wählen, beispielsweise 1,3 m/s bei 400 W mit einem Fokusdurchmesser von 120  $\mu\text{m}$ . Auch eine Orientierung anhand der Linienbreite ist möglich. So sorgen dickere Linien für eine stärkere Anbindung an die Bauteile, lassen sich jedoch auch schwieriger entfernen. Für die Belichtung der Flächen wird ein Parameter von 1,3 m/s, bei einer Leistung von 200 W, einem Fokusdurchmesser von 120  $\mu\text{m}$  und angepasster Ausschaltverzögerung gewählt, da dieser Parameter die geringste Porosität im Volumen erzeugt. Die Kontur wird mit gleicher Leistung und Fokus, aber halbiertes Geschwindigkeit von 0,65 m/s belichtet.

## 6 Untersuchungen des generierten Werkstoffs

In den folgenden Studien werden die Mikrostruktur des generierten Werkstoffs, sowie die mechanischen und thermischen Eigenschaften untersucht. Alle Untersuchungen beziehen sich auf den Werkstoff, wie er mit den in Kap. 5 definierten optimalen Parametern hergestellt wird. Die Bauteile für die folgenden Untersuchungen werden, wenn nicht anders beschrieben, mit Übermaß additiv gefertigt und mechanisch nachbearbeitet. Die Probenpräparation entspricht der Prozedur aus Kap. 5.2.2, ohne das vorherige Überfräsen. Dies bedeutet, dass Oberflächen- bzw. Randeffekte nicht Gegenstand der Untersuchung sind. Der Fokus wird auf die Materialeigenschaften im Volumen gelegt. Die Ergebnisse beziehen sich auf die verwendeten Parameter zur Belichtung von Flächen, siehe Kap. 5.

Es wird nachfolgend eine Unterscheidung zwischen dem sogenannten “as-built” Zustand und wärmebehandelten Zuständen getroffen. Der “as-built” Zustand beschreibt den Werkstoffzustand, wie er direkt nach dem selektiven Laserschmelzen, ohne weitere thermische Prozessierungen vorliegt. Aufgrund der im SLM-Prozess eingetragenen Spannungen [54, 117, 118] ist eine Wärmebehandlung notwendig. Das Spannungsarmglühen dient der Reduzierung von Spannungen im Material und erhöht damit die dimensionale Stabilität<sup>16</sup>. Die Haltezeit bei der Solltemperatur muss ausreichend sein, um eine homogene Durchwärmung zu gewährleisten. Typischerweise geht diese Wärmebehandlung je nach gewählter Temperatur mit einer Senkung der mechanischen Festigkeit einher [119]. Eine Prozedur für AlSi40 konnte in der Literatur nicht gefunden werden. Ein allgemeiner Richtwert beträgt ab  $0,5 \times T_m$  [120, 121] ( $T_m$ -Schmelztemperatur). In der vorliegenden Arbeit werden Temperaturbereiche zwischen 240 °C und 360 °C untersucht. Dieser Bereich liegt über 50 % der Solidustemperatur von AlSi.

Die Thermalbehandlung der untersuchten Teile wird in einem programmierbaren Umluftofen durchgeführt. Die Bauteile befinden sich währenddessen noch auf der Bauplattform und sind mit dieser mittels Support-Strukturen verbunden. Erst nach der Thermalbehandlung werden sie entfernt und ggf. gereinigt, bevor die mechanische Nachbearbeitung erfolgt. Das Temperaturprogramm der Wärmebehandlung verläuft wie folgt:

- Aufheizen von Raumtemperatur auf Solltemperatur mit einer Heizrate von 10 K/h
- Halten der Solltemperatur für 6 h
- Abkühlen auf Raumtemperatur mit einer Abkühlrate von 10 K/h

---

<sup>16</sup>Diese kann zusätzlich durch thermisches Zyklieren gesteigert werden.

## 6.1 Charakterisierung der Mikrostruktur

Erste Erkenntnisse zur Ausprägung des Gefüges wurden in Kap. 5.2.2 und Kap. 5.2.3 gewonnen. Die folgenden Untersuchungen werden an verschiedenen Seiten von quader- oder würfelförmigen Proben durchgeführt, die senkrecht aufgebaut und nach dem SLM überfräst und im Anschluss poliert wurden. Die im folgenden verwendeten Flächenbezeichnungen “Seitenfläche” und “Oberseite” beziehen sich auf die Orientierung der betrachteten Fläche in Bezug zur Baurichtung. Die Oberseite liegt in der  $xy$ -Ebene (siehe Abb. 2), während die Seitenflächen in der  $xz$ - bzw.  $yz$ -Ebene orientiert sind.

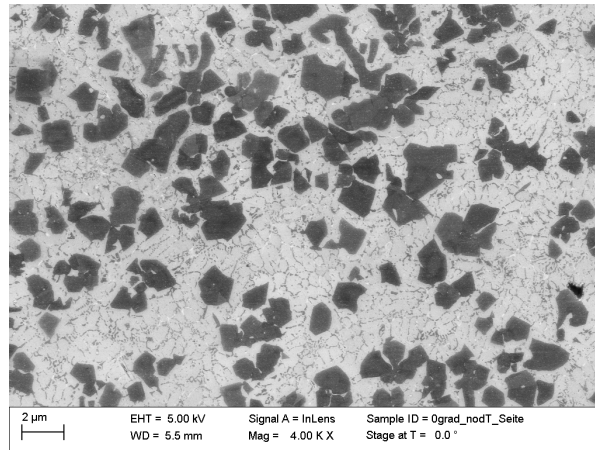
Im folgenden Kapitel kommt ein Feldemissions-Rasterelektronenmikroskop (REM) vom Typ Zeiss Sigma, sowie ein Scanning Transmission Electron Microscope vom Typ FEI Helios Nanolab 600i zum Einsatz. Hiermit sind Untersuchungen auf verschiedenen Größenskalen möglich.

### 6.1.1 Der “as-built”-Zustand

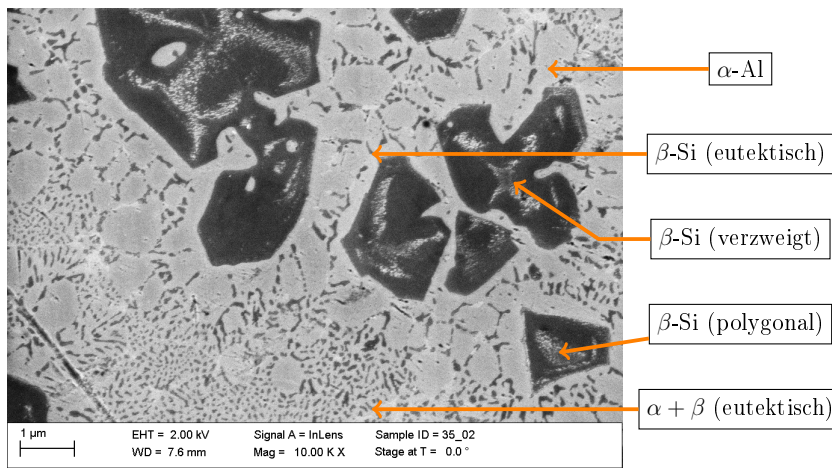
Die REM-Aufnahmen wurden hauptsächlich mittels in-lens-Detektor erstellt. Dieser wertet SE1 Elektronen aus und liefert damit Aufnahmen aus sehr oberflächennahen Bereichen, die direkt mit dem Primärstrahl interagieren, allerdings ist kaum Topographiekontrast vorhanden. Trotz des Ordnungszahlunterschiedes von  $Z = 1$  zwischen Al und Si lassen sich hiermit gut kontrastierte Aufnahmen erzeugen. Parallel wurde jedes Bild auch mittels Everhart-Thornley Detektor aufgenommen. Aufgrund der sehr kleinen Strukturen wurde mit einer geringen Anregungsenergie von 5 kV gearbeitet, um eine möglichst exakte Abbildung der Oberfläche zu erreichen, ohne zu viel Tiefeninformation zu generieren<sup>17</sup>. Abbildung 24 zeigt eine Aufnahme mit 4000-facher Vergrößerung und in-lens Detektor. Silizium wird dunkel und Aluminium hell abgebildet. Das Bild zeigt die Seitenfläche eines Quaders nach dem Polieren. Es lassen sich primär-Siliziumpartikel, sowie Bereiche von Aluminiummatrix erkennen, welche mit einer irregulären und faserigen Si-Struktur durchsetzt ist. Die primär-Siliziumpartikel nehmen verschiedene Formen an, so finden sich polygonale Strukturen verschiedener Größe, die oktaedrischen Kristalliten zuzuordnen sind. Durch den zweidimensionalen Schnitt erscheinen die Kristalle in verschiedenen Formen (beispielsweise dreiecksförmig oder trapezförmig). Auch verzweigte Partikel unterschiedlicher Größe und Form sind sichtbar. Diese entstehen und unterscheiden sich

---

<sup>17</sup>Mittels Monte-Carlo-Simulation unter Verwendung der Software Casino v2.5.1 [122] wurde errechnet, dass der Bereich der Anregung der Sekundärelektronen lateral einen Durchmesser von etwa 350 nm und eine Tiefe von etwa 300 nm besitzt.



**Abbildung 24:** REM-Aufnahme (4000×) einer AlSi40 Oberfläche im as-built Zustand. Das Bild zeigt die polierte Seitenfläche eines Quaders.



**Abbildung 25:** REM-Aufnahme (10000×) einer polierten AlSi40 Oberfläche im as-built Zustand. Das Bild zeigt die Oberseite eines Würfels.

von den oktaedrischen Formen durch eine längere Wachstumsphase.

Abbildung 25 zeigt eine Aufnahme der selben Probe mit höherer Vergrößerung. Die primär-Siliziumpartikel sind mit einer Hülle aus  $\alpha$ -Phase mit dendritischer Erscheinung umgeben, deren Form und Ausrichtung langgezogen ist und bevorzugt von den Siliziumkristallen weg orientiert verläuft. Die Richtungen variieren dabei je nach Lage und Ausrichtung der Siliziumkristalle, von denen die Kristallisation ausging. Zwischen diesen  $\alpha$ -Strukturen befinden sich kleinere – eutektisch erstarrte – Siliziumpartikel, die eine Separierung unter den einzelnen Strukturen bilden. Diese dendritische Struktur setzt sich weiter entfernt von den primär-Siliziumkristallen noch etwas fort. Die Größe dieser Kristallite bewegt sich nahezu ausschließlich im sub-Mikrometer-Bereich. Ein Grund für die Ausbildung dieser Struktur könnte die hohe Abkühlgeschwindigkeit im SLM-Prozess und

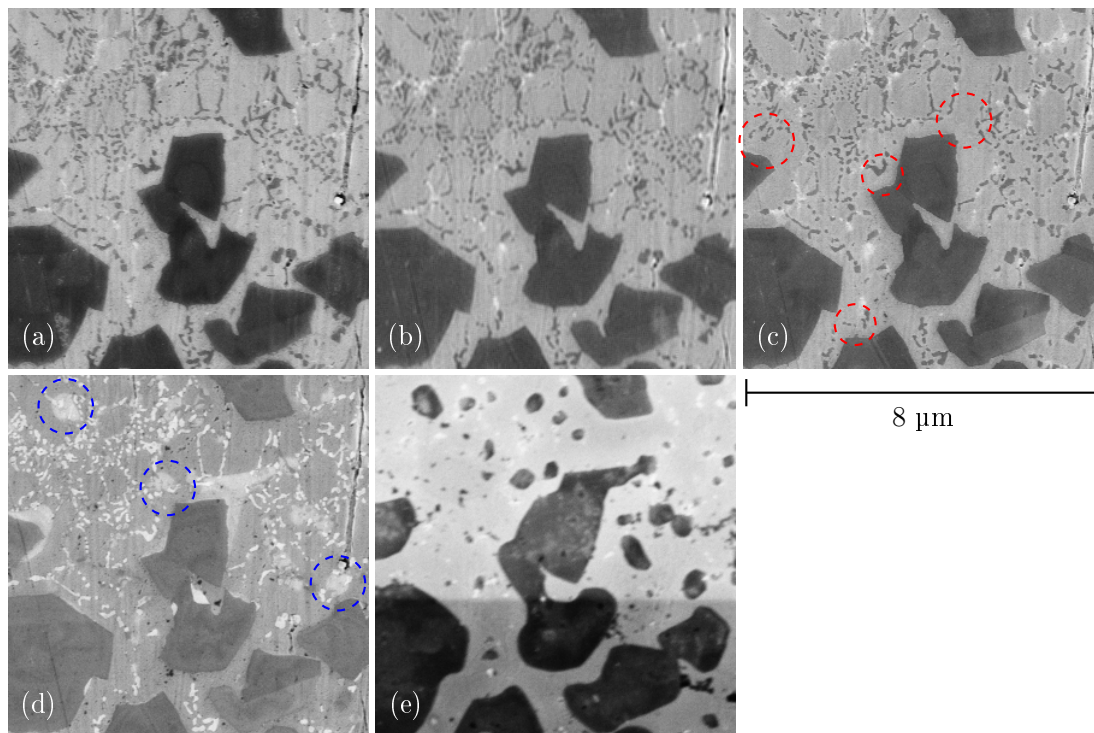
damit eine sehr geringe Zeit für einen Konzentrationsausgleich in der Schmelze sein. Dieser muss durch Diffusion erfolgen. Verläuft diese langsamer als die Abkühlung, reichert sich die Schmelze um die wachsenden primär-Siliziumkristalle an Silizium ab, bzw. mit Aluminium an. Dies führt bei weiterer Abkühlung zur Kristallisation von  $\alpha$ -Aluminium.

In den Zwischenräumen, die weiter von den primär Siliziumkristallen entfernt sind, befindet sich eine eutektische Struktur, die der erstarrten Restschmelze zugeordnet werden kann. Die Partikel zeigen eine irreguläre, faserige Erscheinung und besitzen Durchmesser und Abstände im Nanometerbereich. Das Aspektverhältnis des Siliziums ist ausgewogen, es sind aber auch längliche Partikel sichtbar. Bei Betrachtung der dendritischen Struktur um die primär-Si Kristalle lässt sich kein Orientierungsunterschied zwischen Seitenfläche und Oberseite erkennen. Die Formen erscheinen mit zufälligen Richtungen und orientieren sich an der Form der Siliziumpartikel. Demzufolge kann davon ausgegangen werden, dass makroskopisch keine bevorzugte Wachstumsrichtung bedingt durch den schichtweisen und linienförmigen Aufbau des Materials beim SLM existiert. Der Flächenanteil des Siliziums in den eutektischen Bereichen wurde anhand mehrerer Bildausschnitte ermittelt. Der Mittelwert beträgt  $(26,5 \pm 3,8) \%$  und liegt damit deutlich über dem Gleichgewichtsanteil von 12,2 at. %.

### 6.1.2 Gefügemodifikationen durch Wärmebehandlung

Für die Untersuchung der mikrostrukturellen Veränderungen des Materials wurde eine polierte Probe mehrfach bei Temperaturen von 240 °C, 300 °C und 360 °C wärmebehandelt. Die Probe wurde mit einem Laser durch Ablation von Material strukturiert, sodass eine wiederholte Messung an gleichen Positionen im Rasterelektronenmikroskop ermöglicht wird. Die Bildaufnahme erfolgte mindestens 100  $\mu\text{m}$  von der Markierung entfernt. Abbildung 26 zeigt einen Bildausschnitt nach allen thermischen Zuständen. In Bild (a) ist der as-built Zustand dargestellt. (b) zeigt die Aufnahme nach der ersten Wärmebehandlung bei 240 °C. Nach dieser Temperatur lassen sich im betrachteten Zeitrahmen der Wärmebehandlung (Haltezeit von 6 h) keine Unterschiede zum Zustand (a) ermitteln. Eine weitere Wärmebehandlung bei 300 °C (Bild (c)) offenbart erste Veränderungen. Gestrichelte rote Kreise markieren Bereiche, in denen vormals eutektisches Silizium nicht mehr sichtbar ist. Nach einer weiteren Wärmebehandlung bei 360 °C (siehe Bild (d)) zeigt sich eine deutliche Änderung der Mikrostruktur. Es erfolgt eine Kontrastumkehr, sodass vorher dunkle Bereiche eutektischen Siliziums hell erscheinen. An den Rändern des Primärsiliziums finden sich teilweise helle Bereiche, die vorher nicht sichtbar waren.



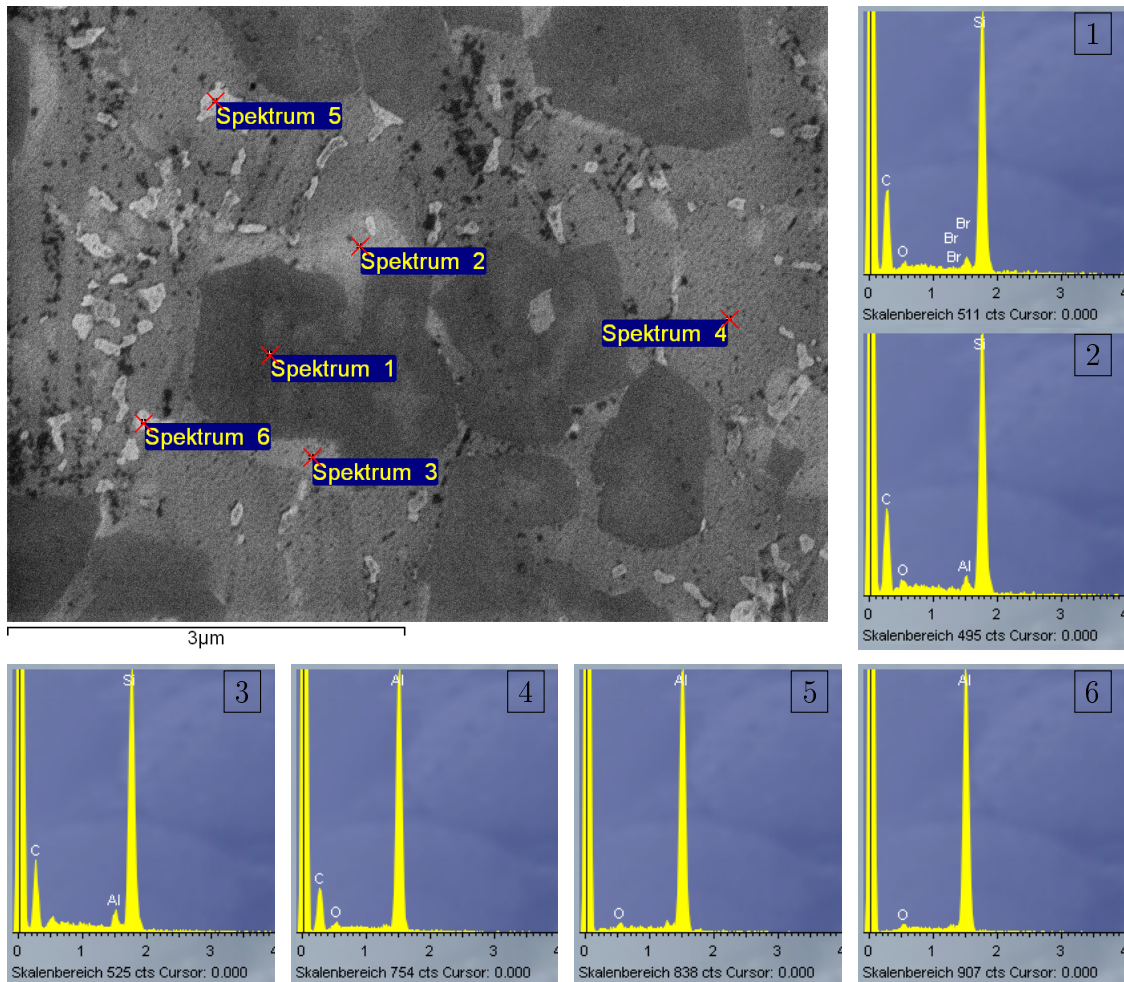


**Abbildung 26:** Entwicklung der Mikrostruktur nach Thermalbehandlung. Aufnahmen im REM, (a) as-built Zustand (b) nach 240 °C (c) nach 240 °C und 300 °C (d) nach 240 °C, 300 °C und 360 °C (e) letzter Zustand (d) nochmals poliert. Anmerkung: Der untere Teil von Bild (e) erscheint dunkler. Dies ist Kontamination der Oberfläche und kein Gefügemerkmal.

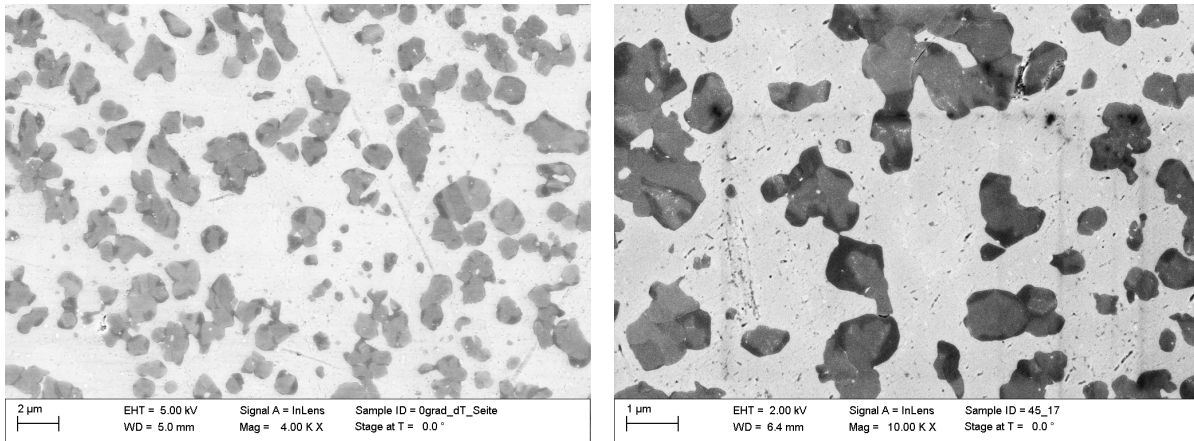
Blau gestrichelte Kreise markieren helle runde Zonen, die erstmals in diesem Zustand erscheinen. Eine erneute kurze Politur (Bild (e)) der Probe offenbart eine Struktur, die eine deutlich reduzierte Anzahl an eutektischen Siliziumpartikeln zeigt. Stattdessen sind größere Siliziumpartikel zu erkennen, die in den vorigen Zuständen (bis 300 °C) nicht sichtbar waren. Die Primärsiliziumpartikel sind deutlich weniger scharfkantig und nehmen rundere Formen an. Die in Bild (d) hervorgehobenen hellen Bereiche sind nun als kleinere Siliziumpartikel zu sehen. Diese sind durch eine Vergrößerung entstanden. Die kleinen eutektischen Si-Partikel schrumpfen zugunsten des Wachstums anderer, größerer Partikel.

An Probe (d) aus Abb. 26 wurde eine energiedispersive Röntgenspektroskopie (EDS) bei einer Anregungsenergie von 10 kV durchgeführt. Die Energien der  $K_{\alpha}$ -Röntgenquanten von Aluminium und Silizium liegen bei 1,49 keV bzw. 1,74 keV. Abbildung 27 zeigt den Bildausschnitt für die Analyse mit sechs markierten Punktmessungen. Die zugehörigen Messungen sind mit 1 – 6 beschriftet. Die Spektren sind bei etwa 4 keV begrenzt, die vollständigen Versionen befinden sich im Anhang. Der Messpunkt von Spektrum 1 liegt





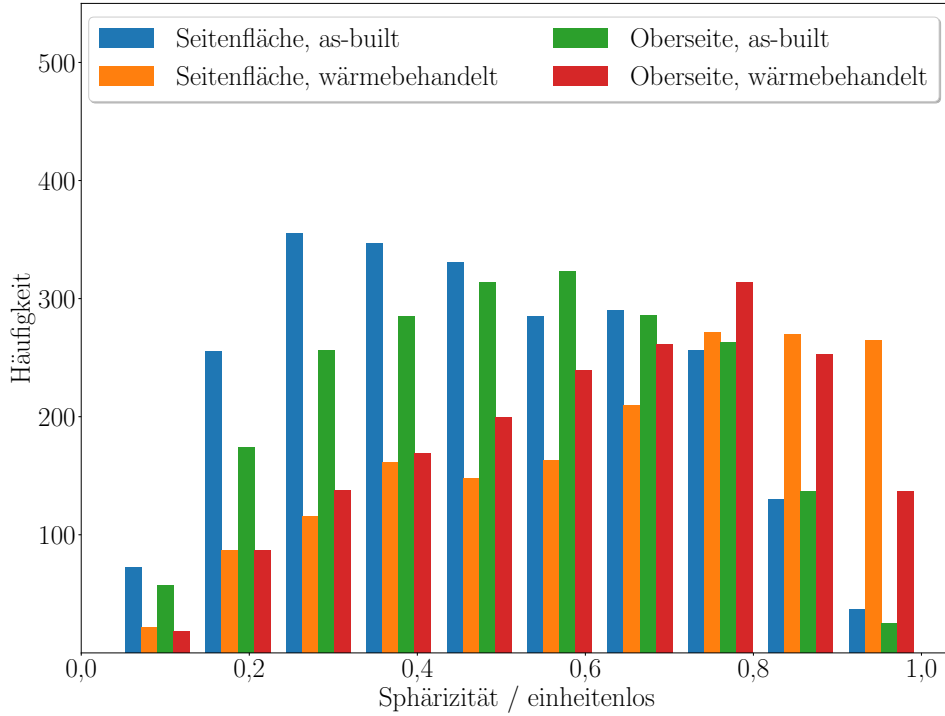
**Abbildung 27:** Energiedispersive Röntgenspektroskopie an wärmebehandelter Probe nach 360 °C. Der Probenzustand entspricht Abb. 26 (d). Der Bildausschnitt zeigt den Bereich der Untersuchung mit Markierungen der Punktmessungen (rote Kreuze), sowie den zugehörigen Einzelspektren bis zu einer Energie von 4 kV. Die vollständigen Spektren befinden sich im Anhang.



**Abbildung 28:** Links: REM-Aufnahme (4000 $\times$ ) einer polierten AlSi40-Probe im wärmebehandelten Zustand (Seitenfläche eines Quaders). Rechts: REM-Aufnahme (10000 $\times$ ) einer polierten AlSi40-Probe im wärmebehandelten Zustand (Oberseite eines Würfels).

zentral auf einem primär-Siliziumpartikel und zeigt lediglich ein ausgeprägtes Maximum bei Si. Die Spektren 2 und 3 wurden im Randbereich des selben Partikels aufgenommen. Diese Randbereiche heben sich durch eine hellere Erscheinung vom Zentrum ab. Eine vergleichbare Struktur zeigt auch Abb. 26 (d). In beiden Spektren ist ein starkes Maximum bei Si und ein schwächerer Reflex bei Al zu sehen. Messpunkt 4 befindet sich in der Aluminiumphase und zeigt neben Al keinen weiteren Reflex. Die Messpunkte 5 und 6 wurden auf einer eutektischen Struktur (vgl. Abb. 26 (a) und (d)) platziert. Beide Spektren zeigen einen Aluminiumpeak aber keinen Reflex bei Silizium.

Abbildung 28 links zeigt eine REM-Aufnahme einer polierten Oberfläche eines bei 360 °C wärmebehandelten Bauteils. Die Vergrößerung ist identisch zu Abb. 24. Auch hier wird ersichtlich, dass sich die Struktur deutlich geändert hat. Neben primär-Silizium sind noch kleinere Silizium-Partikel im Gefüge sichtbar, welche von Aluminium-Matrix umgeben sind. Das charakteristische eutektische Gefüge, welches sich im as-built Zustand ausgebildet hatte, ist nicht mehr erkennbar. Auch die dendritische Struktur ist nicht mehr vorhanden. Abbildung 28 rechts zeigt einen höher vergrößerten Ausschnitt mit Si-Partikeln verschiedener Größen. Die größten Partikel sind dem primär-Si zuzuordnen. Die kleineren Partikel könnten Partikel sein, die durch Vergrößerung entstanden sind, wie auch in Abb. 26 (d) und (e) gezeigt wurde. Auffällig erscheint eine nochmals dunklere Färbung von Randbereichen der Partikel, die sich vom helleren Zentrum der Partikel absetzt. Die Außenkante ist eher rund geformt, während die Abgrenzung zum helleren Zentrum kantig erscheint.

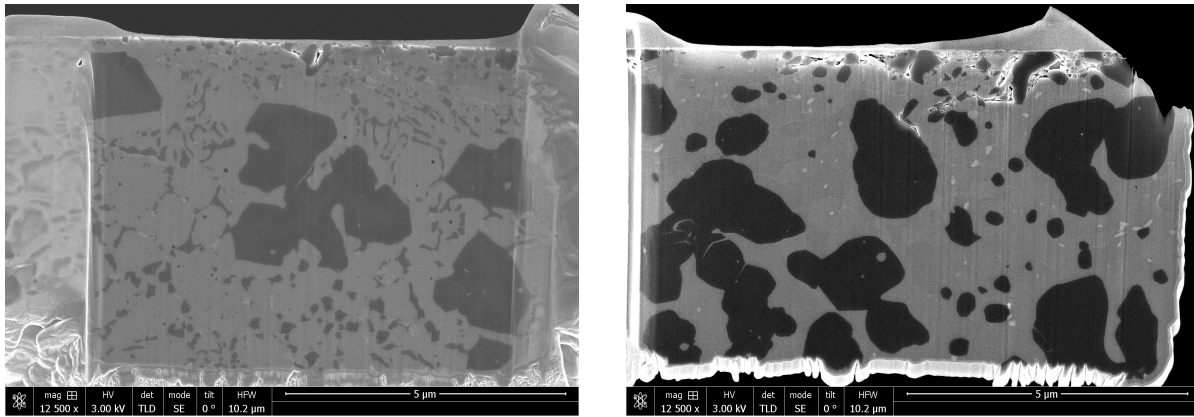


**Abbildung 29:** Histogramm der Sphärizität der ausgewerteten Siliziumpartikel nach Thermalzustand und Ausrichtung der Fläche.

Die Änderung der Form der primär erstarrten Si-Partikel lässt sich über eine gesteigerte Sphärizität nachweisen. Abbildung 29 zeigt ein Histogramm der errechneten Sphärizitäten  $\phi$  der Partikel im Vergleich zum as-built Zustand.  $\phi$  errechnet sich aus der Fläche  $A$  und dem Umfang  $u$  nach (6.1) [123]:

$$\phi = 4\pi \frac{A}{u^2} \quad (6.1)$$

Umfang und Fläche werden durch Bildverarbeitung nach Kalibrierung der Auflösung mittels des im Bild befindlichen Maßstabsbalkens errechnet. Fläche und Umfang ergeben sich durch Summieren der Pixel nach der Binarisierung, bzw. Verfolgen der berandenden Pixel (Randpixel eines Partikels haben Pixel mit dem Wert 255-weiß als Nachbarn). Die Auswertung wurde an quaderförmigen Proben an Seitenflächen und Oberseiten durchgeführt. Deutlich sichtbar wird die Verlagerung der Sphärizität zu größeren Werten, also eine Annäherung an den idealen Kreis ( $\phi = 1,0$ ). Auch die kleineren Partikel nehmen mehrheitlich runde Formen an. Deren Größe übersteigt die Größe der eutektischen Partikel. Die Formänderung der Partikel belegt die Vergrößerung des Siliziums, die durch die Wärmebehandlung hervorgerufen wird und zu Anlagerungen an die Primärkristalle führt.



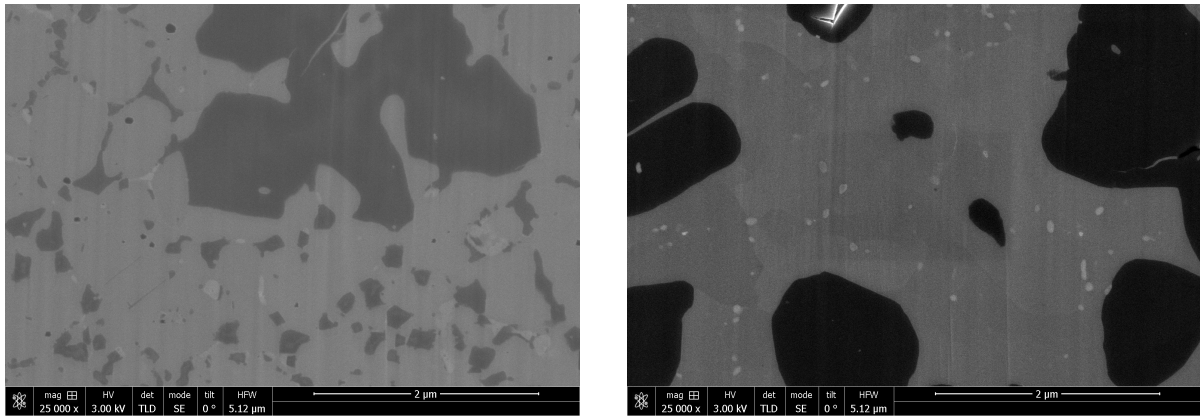
**Abbildung 30:** Vollansicht der präparierten Lamellen im STEM. Links: as-built, rechts: wärmebehandelt.

### 6.1.3 Scannende Transmissionselektronenmikroskopie

Weitere Aufnahmen wurden mittels eines Scanning Transmission Electron Microscope (STEM) vom Typ FEI Helios NanoLab 600i durchgeführt. Dabei handelt es sich um ein Elektronenmikroskop, das eine integrierte Focussed Ion Beam (FIB) Quelle besitzt. Eine ins Gerät eingeschleuste Probe kann mit Hilfe hochenergetischer Ionen (Gallium) bearbeitet werden. Dies erlaubt eine Bearbeitung der Oberfläche ohne plastische Verformung und wird daher als Vergleich durchgeführt.

Hierbei werden Teilchen durch Stöße der schweren und beschleunigten Galliumionen aus der Oberfläche der Proben ablatiert und somit in die Gasphase überführt (Sputtern). Hierfür wird zunächst ein dünner Bereich mit Platin beschichtet und damit markiert (Platin als schweres Element wird weniger stark abgetragen und dient als Schutz der darunterliegenden Lamelle). Um die Maskierung herum wird Material bis zu einigen Mikrometern abgetragen, sodass eine dünne Lamelle/Wand stehen bleibt. Ein Manipulator wird anschließend nahe an der Probe positioniert und der Bereich zwischen Lamelle und Manipulator ebenfalls mit Platin beschichtet, sodass eine feste Verbindung entsteht. Anschließend wird die letzte verbleibende Verbindung zum bulk-Material durch Ionenbeschuss zerstört, sodass die Lamelle mit dem Manipulator entfernt werden kann. Diese wird nun an einem Probenhalter in Aufnahme position gebracht und wiederum mittels Platinbedampfung fixiert.

Verglichen wurden Proben im as-built und im wärmebehandelten (360 °C) Zustand. Abbildung 30 zeigt die Gesamtansichten der Lamellen im as-built- und im wärmebehandelten Zustand. Abbildung 31 zeigt einer höher vergrößerte Detailaufnahme. Der Kontrast in diesem Modus ist vergleichbar zu den Aufnahmen aus Kap. 6.1.1 und Kap. 6.1.2,



**Abbildung 31:** Vergrößerte Aufnahmen der präparierten Lamellen im STEM. Links: as-built, rechts: wärmebehandelt.

dunkle Partikel lassen sich Silizium zuordnen. Helle punktförmige Bereiche in den Bildern könnten Gallium oder Platin aus der Präparation zugeordnet werden. Ähnliche Artefakte wurden bereits von anderen Forschern beobachtet [124]. Die Vergrößerung der eutektischen Siliziumpartikel durch die Wärmebehandlung wird auch im STEM belegt. Die Anzahl der Partikel sinkt, der Durchmesser ist im wärmebehandelten Zustand größer. In Abb. 30 links ist in der Bildmitte ein primär-Siliziumpartikel zu erkennen, das von dendritischem Aluminium eingehüllt ist. Eutektisch erstarrtes und primär-Silizium liegt facettiert vor. Teilweise besitzen die eutektischen Partikel eine längliche Form. Im wärmebehandelten Zustand sind die Sekundärpartikel nicht facettiert und nehmen rundere Formen an. Primär-Silizium zeigt ebenfalls eine Einformung zu einer runderen Gestalt.

#### 6.1.4 Analyse der Siliziumpartikel

**Primär-Silizium** Für die Beurteilung der Größen und Abstände wurden die Siliziumpartikel anhand von REM-Aufnahmen polierter Proben ausgewertet. Es erfolgte eine Betrachtung der Oberseite ( $xy$ , also parallel zu den Schichten aus dem SLM-Prozess, siehe Abb. 2) und der Seitenfläche ( $xz$ - bzw.  $yz$ -Ebene). Es wurden jeweils fünf Bildfelder mit einer Vergrößerung von  $2000\times$  untersucht, sodass sich ein Bildfeld von etwa  $54 \times 40 \mu\text{m}^2$  ergibt. Die Bilder wurden mit dem Minimumalgorithmus binarisiert und die Partikel ausgewertet. Als untere Schwelle für die Detektion wurde ein Limit von 20 zusammenhängenden Pixeln festgelegt, um ausschließlich primär-Silizium zu detektieren und die (im as-built-Zustand vorhandenen) eutektischen Bereiche sowie Rauschen zu ignorieren. Die Ergebnisse sind in Tab. 5 dargestellt. Die Größe der Partikel variiert zwischen der Oberseite und der Seitenfläche nicht signifikant, die Anzahl ist im Mittel

Probenbereich	$\bar{A} / \mu\text{m}^2$	$\bar{d} / \mu\text{m}$	$\bar{n}$
Oberseite	$1,40 \pm 0,36$	$1,67 \pm 0,21$	471
Seitenfläche	$1,60 \pm 0,24$	$1,81 \pm 0,13$	424

**Tabelle 5:** Gefügeanalyse anhand der Siliziumpartikel, as-built Zustand.  $\bar{A}$ -mittlere Fläche der Partikel,  $\bar{d}$ -mittlerer Durchmesser,  $\bar{n}$ -mittlere Partikelanzahl.

Probenbereich	$\bar{A} / \mu\text{m}^2$	$\bar{d} / \mu\text{m}$	$\bar{n}$
Oberseite	$1,92 \pm 0,28$	$1,81 \pm 0,15$	428
Seitenfläche	$1,75 \pm 0,39$	$1,77 \pm 0,14$	454

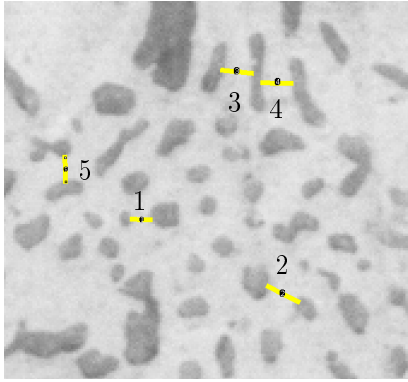
**Tabelle 6:** Analyse der Gefügehomoogenität anhand der Siliziumpartikel, wärmebehandelte Proben.  $\bar{A}$ -Fläche der Partikel,  $\bar{d}$ -Durchmesser,  $\bar{n}$ -Anzahl.

nahezu gleich. Bei Betrachtung der wärmebehandelten Proben zeigt sich, dass die mittlere Fläche bzw. der Durchmesser der Partikel geringfügig zunimmt. Bei Betrachtung der Streuung ist diese Zunahme allerdings nicht signifikant. Gleiches gilt für die Unterschiede zwischen Seitenfläche und Oberseite in diesem Zustand. Die Ergebnisse der Analyse befinden sich in Tab. 6.

Eine weitere Möglichkeit der Charakterisierung ist die Berechnung des mittleren Abstandes der Partikel zueinander. Auch für diese Analyse wurden zunächst die eutektischen Phasenanteile im as-built Zustand ausgeblendet. Die Auswertung wurde wie folgt durchgeführt:

1. Binarisieren der Bilder (Minimum-Algorithmus)
2. Ermitteln der Partikel über verbundene Bereiche mit einer unteren Grenze von 20 Pixeln
3. Ausgabe eines binarisierten Bildes mit Masken der Partikel (Löcher bzw. Einschlüsse von Al in Si wurden gefüllt)

Die resultierenden Bilder werden auf zusammenhängende Aluminium-Bereiche (weiß) in  $x$ - und  $y$ -Richtung untersucht. Diese Auswertung erfolgt pixelgenau spalten- und reihenweise (Beispiel: bei einem Bild mit einer Auflösung von  $3000 \times 2000$  Pixeln wurden 3000 Spalten und 2000 Reihen ausgewertet). Im Ergebnis liefert dies Abstandssegmente zwischen je zwei Partikeln in zwei orthogonalen Richtungen jeweils vom Rand der Partikel gemessen. Diese Auswertung berücksichtigt damit auch die Form und Größe der Partikel. Die resultierenden Abstände sind logarithmisch normalverteilt. Tabelle 7 gibt die



Nummer	Länge / nm
1	53
2	104
3	89
4	87
5	74

**Abbildung 32:** Nahaufnahme des Eutektikums im REM. Messungen zeigen Abstände der Partikel im Nanometerbereich.

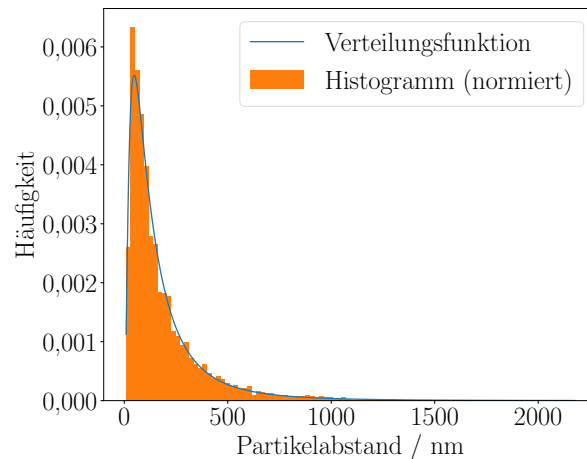
Mediane sowie die Streuungsintervalle  $(\frac{\mu^*}{\sigma^*} | \mu^* \sigma^*)^{18}$  nach ausgewerteter Seite und Thermalzustand wieder. Die Auswertung der Abstände zeigt nur geringe Unterschiede. Die Verteilung im wärmebehandelten Zustand ist geringfügig zu kürzeren Abständen verschoben, was sich in einem geringeren oberen Streuungsmaß äußert. Dies korreliert mit den geringfügig gestiegenen Partikelgrößen aus der vorigen Analyse. Beide Ergebnisse deuten damit auf ein leichtes Wachstum der Partikel hin.

Charge und Orientierung		Median / $\mu\text{m}$	Streuungsintervall / $\mu\text{m}$
as-built	Oberseite	1,26	[0,43 – 3,68]
	Seitenfläche	1,17	[0,41 – 3,35]
wärmebehandelt bei 360 °C	Oberseite	1,16	[0,45 – 2,93]
	Seitenfläche	1,17	[0,47 – 2,96]

**Tabelle 7:** Auswertung der Abstände der primär-Siliziumpartikel im as-built und wärmebehandelten Zustand.

**Eutektikum** Die Größe der eutektischen Siliziumkristallite im as-built Zustand beträgt ca. 50 – 200 nm. Auch die Abstände zwischen den Partikeln sind sehr gering. Abbildung 32 zeigt einen vergrößerten Ausschnitt aus einer REM-Aufnahme mit einigen exemplarischen Messungen der Abstände zwischen jeweils zwei Partikeln. Die statistische Auswertung der Abstände der Siliziumkristallite in den eutektischen Bereichen wurde mittels Aufnahmen mit 4000-facher Vergrößerung durchgeführt, indem die entsprechenden Bereiche ausgeschnitten wurden. Das Resultat der Auswertung liefert Abstände,

<sup>18</sup> $\mu^*$  ist der geometrische Mittelwert (entspricht dem Median) und  $\sigma^*$  die geometrische Standardabweichung der logarithmisch normalverteilten Werte. Das Streuungsintervall beinhaltet 68 % der Messwerte.



**Abbildung 33:** Histogramm und an die Daten angepasste Verteilungsdichtefunktion der Partikelabstände in eutektischen Bereichen der Mikrostruktur.

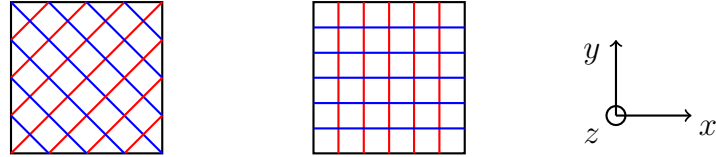
die ebenfalls logarithmisch normalverteilt sind. Abbildung 33 zeigt ein Histogramm der Abstände mit einer einhüllenden Verteilungsdichtefunktion. Der Median der Abstände beträgt 119,6 nm und das Streuungsintervall beinhaltet Werte von 46,0 bis 311,2 nm.

Wie die Analysen gezeigt haben, findet durch eine Wärmebehandlung ab einer Temperatur von 360 °C und 6 h Haltezeit eine Vergrößerung der eutektischen Siliziumpartikel statt. Infolge dessen ändern sich die mittleren Abstände des Siliziums. Der Unterschied der Abstände zwischen as-built- und wärmebehandeltem Zustand ist mit einem Faktor von etwa zehn sehr groß.

## 6.2 Dreidimensionale Porositätsanalyse durch Röntgen-Computertomographie

Die Analyse der Porosität in Kap. 5.2.2 diente der Ermittlung von optimierten Parametern und lieferte einen minimalen Wert von 0,04 %. Nun soll – unter Konstanthaltung der Laserparameter – durch eine dreidimensionale Untersuchung eine bessere Statistik und weitere Erkenntnisse hinsichtlich der Form der Poren und deren räumlicher Verteilung gewonnen werden. Zu diesem Zweck kam die 3D Röntgencomputertomographie (CT) zum Einsatz. Dieses Verfahren basiert auf der unterschiedlichen Absorption von Röntgenstrahlung in Abhängigkeit der Dichte des Materials und damit einer Intensitätsänderung im Transmissionsbild. Ordnungszahlunterschiede oder Defekte im Material ändern die Absorptionsrate und lassen sich somit auf einem Detektor abbilden. Dazu wird die Probe auf einem Halter montiert und durch Drehung um sich selbst aus verschiedenen Winkeln beleuchtet, was eine dreidimensionale Aufnahme generiert.



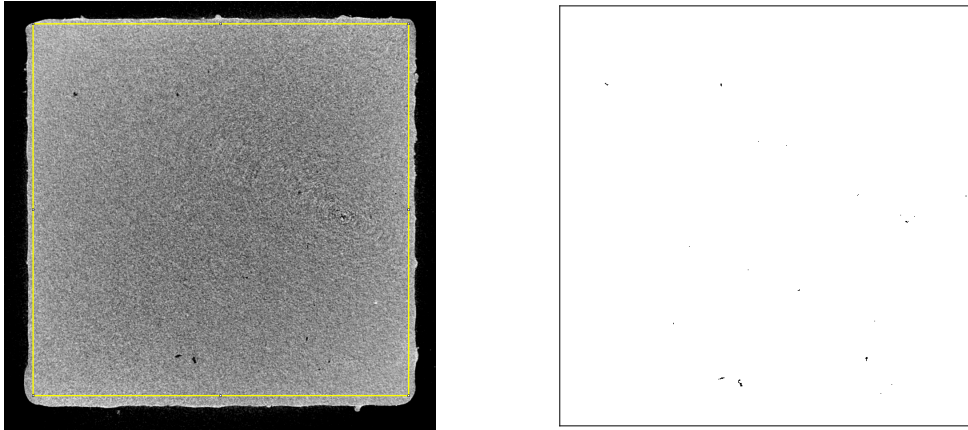


**Abbildung 34:** Lage der Scan-Vektoren zur Belichtung der Proben für 3D CT (beliebiger Maßstab). Schichten A und B im Wechsel. links: Scan-Vektoren der Schichten A (rot) und B (blau) liegen um  $45^\circ$  gedreht zu den Würfelkanten (schwarz), rechts: Scan-Vektoren orthogonal und parallel zu den Würfelkanten.

Die Messungen wurden mittels einer Anlage vom Typ Phoenix v|tome|x L 240 durchgeführt. Im Rahmen dieser Untersuchung wurden fünf Würfel mit einer Kantenlänge von 5 mm, welche nicht thermisch behandelt und nicht mechanisch nachbearbeitet wurden, analysiert. Die Proben stammen aus drei verschiedenen Bauprozessen, die verwendeten Parameter sind identisch. Die Proben 4 und 5 wurden jedoch mit um  $45^\circ$  gedrehten Scan-Vektoren der Fläche belichtet, während die Vektoren der Proben 1 bis 3 parallel bzw. orthogonal zu den Würfelkanten verlaufen. Abbildung 34 zeigt dies schematisch.

Die geringe Größe der Proben erlaubt eine nahe Positionierung der Probe an der Röntgenquelle und damit eine Auflösung von  $5,3 \mu\text{m}$  pro Voxel im Scan. Die erhaltenen 3D-Daten im Voxel-Format werden nach der Messung in Schnittbilder konvertiert und als Bildstapel exportiert (8 bit Graustufen 0 bis 255). Die Auswertung der Porosität erfolgt anhand einer Charakterisierung dieser Graustufenbilder. Die laterale ( $x, y$ ) Auflösung der Pixel entspricht der Voxelgröße aus dem Scan, außerdem besitzt jedes Bild im Bildstapel den entsprechend identischen Abstand ( $x = y = z$ ). Diese Datenausgabe ermöglicht eine Analyse und Bearbeitung der Ergebnisse mit Methoden der Bildverarbeitung. Der Bildstapel wird in eine dreidimensionale Matrix eingelesen, sodass jedes Pixel eine  $x, y$ , und  $z$ -Koordinate erhält. Diese Matrix besitzt eine  $x - y$ -Dimension entsprechend der Auflösung eines einzelnen Bildes, während die  $z$ -Dimension der Anzahl der Bilder im Stapel entspricht. Der Wert jedes Elements ist die Graustufe des entsprechenden Pixels. Anschließend wird der Rand der Bilder entfernt, um den Kontrast der Randgrenzfläche, sowie den Hintergrund zu entfernen. Weiterhin werden die oberen und unteren Schichten des Würfels entfernt, welche aufgrund der Rauheit bzw. des Supports Fehler in der Auswertung generieren würden. Daraus resultiert eine ausgewertete Kantenlänge von etwa 4,7 mm in allen Raumrichtungen.

Die Bilder werden mit einem Schwellwert binarisiert, um Material und Defekte logisch zu trennen. Hierfür kommt der Minimum Algorithmus zum Einsatz [115]. Abbildung 35 zeigt ein Ursprungsbild und das binarisierte Resultat. Poren sind schwarz auf



**Abbildung 35:** Links: Ursprungsbild aus dem  $xy$ -Bildstapel, mit überlagertem Rahmen, der für die Auswertung angewendet wurde. Rechts: binarisiertes Bild mit Poren in schwarzer Färbung.

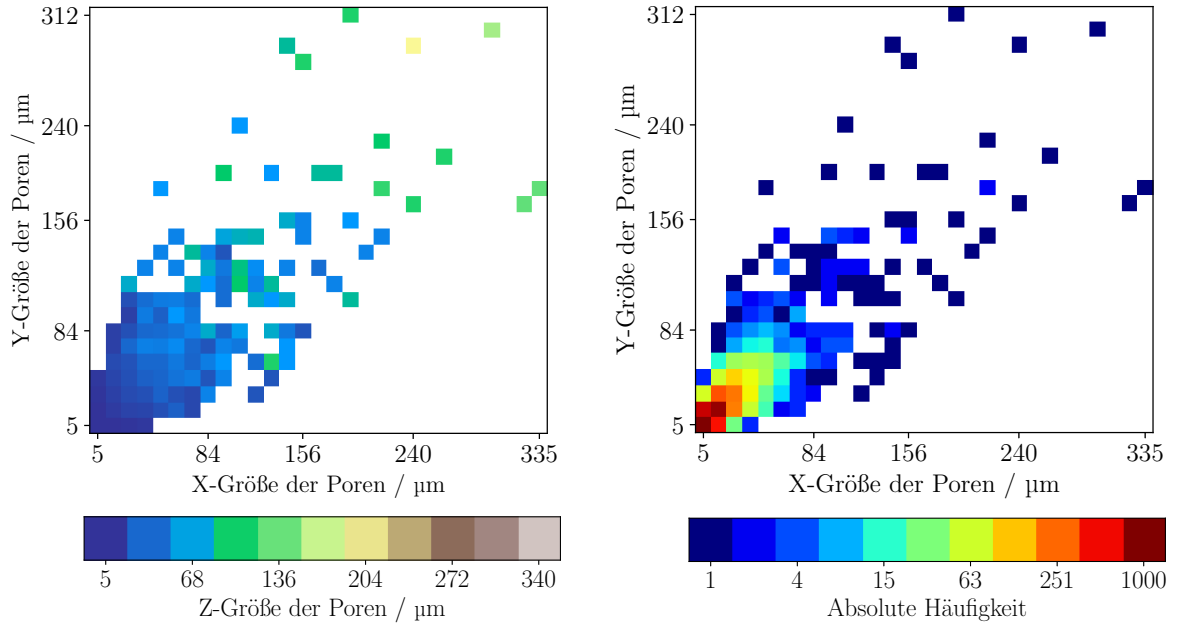
weißem Hintergrund dargestellt. In der Auswertung ermittelte Poren werden anschließend markiert und nummeriert. Damit werden zusammenhängende Pixel einem “Partikel” zugewiesen. Hierfür wird ein  $3 \times 3 \times 3$  Kreuz-Operator verwendet, d. h. die Pixel dürfen einander in den drei orthogonalen Raumrichtungen, jedoch nicht diagonal berühren. Dies ergibt eine Matrix mit Nullen, bzw. “Falsch”, in Bereichen, die Material aufweisen. Zusammengehörende Pixel einer Pore sind mit identischen Zahlen größer als Null markiert. Diese Datenstruktur ermöglicht die Auswertung von Größe, Position und Form jeder einzelnen Pore, sowie den Anteil der Gesamtporosität. Das Verhältnis aus Summe der Porenpixel zur Größe der Gesamtmatrix gibt die prozentuale Porosität  $p$  an, siehe (6.2).

$$p = \frac{\sum n}{d_x d_y d_z} \cdot 100\% \quad (6.2)$$

Mit  $\sum n$  – Summe der Indizes bzw. Pixelpositionen einer Pore,  $d_x$ ,  $d_y$ ,  $d_z$  – Abmessungen der Matrix in Pixeln (vom Rand beschnittener Bildstapel).

Die maximale Ausdehnung jeder Pore wird über eine “bounding box”<sup>19</sup> in jeder Koordinatenrichtung ermittelt, indem jeweils der minimale Index vom maximalen Index in der Matrix subtrahiert wird. Somit lässt sich eine Aussage über Vorzugsorientierungen bzw. Aspektverhältnisse treffen. Abbildung 36 zeigt die Verteilung der Ausdehnungen in den Raumrichtungen.  $x$ - und  $y$ -Ausdehnung sind auf den Koordinatenachsen aufgetragen, die Ausdehnung in  $z$ -Richtung ist farblich codiert. Auf der rechten Seite findet sich

<sup>19</sup>Dies ist der kleinstmögliche einhüllende Quader um eine Pore beliebiger Form.

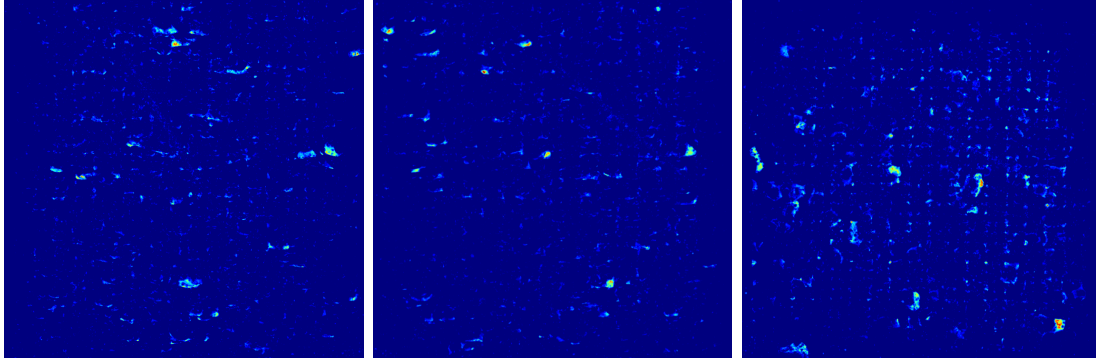


**Abbildung 36:** Größenverhältnis der gemessenen Poren (links), weiße Bereiche kennzeichnen nicht existente Größenbeziehungen. Rechts: Absolute Häufigkeit der Poren nach Größenverhältnis in  $xy$ .

eine logarithmische Auftragung der Häufigkeit nach der jeweiligen Größe.

Es wird deutlich, dass kleine Poren hauptsächlich gleichmäßige Aspektverhältnisse in allen Richtungen aufweisen. Große Poren ab 60 bis 70  $\mu\text{m}$  hingegen zeigen in der  $z$ -Richtung deutlich geringere Ausdehnungen als in  $x$ - und  $y$ -Richtung. Die räumliche Verteilung der Porosität wird über die Summe aller Bilder ermittelt. Durch Summieren der Bilder zu einer Gesamtprojektion entlang der drei Achsen kann eine Intensitätsverteilung erstellt werden. Abbildung 37 zeigt die Projektion entlang der drei Achsen für Probe 2. Wie ersichtlich wird, zeichnet sich in der  $z$ -Projektion ein regelmäßiges Muster von Poren mit einem Durchmesser von etwa  $< 50 \mu\text{m}$  ab, das im Randbereich geringer ausgeprägt ist. Aufgrund der Orientierung während der Herstellung des Würfels liegen die Scan-Vektoren parallel zur  $x$ - bzw.  $y$ -Achse. Aus dem Projektionsbild  $f(i, j)$  im Ortsraum lässt sich mittels Fouriertransformation die Periode des regelmäßigen Musters erhalten. Das Bild des Frequenzraums  $F(k_1, k_2)$  wurde mittels Diskreter Hartley Transformation (DHT) erstellt [125], siehe (6.3).

$$F(k_1, k_2) = \sum_{i=0}^{N_1-1} \sum_{j=0}^{N_2-1} f(i, j) \left[ \cos\left(\frac{2\pi i k_1}{N_1} + \frac{2\pi j k_2}{N_2}\right) + \sin\left(\frac{2\pi i k_1}{N_1} + \frac{2\pi j k_2}{N_2}\right) \right] \quad (6.3)$$



**Abbildung 37:** Projektionen aller Poren entlang der  $x$ -Achse (links),  $y$ -Achse (Mitte) und  $z$ -Achse (rechts). Blauer Hintergrund zeigt eine Häufigkeit von null, aufsteigende Helligkeiten zeigen eine Häufung von Poren. Rote Bereiche zeigen maximale Häufigkeit.



**Abbildung 38:** Abbildung der diskreten Fouriertransformation des Projektionsbildes der Poren in  $z$ -Richtung. Ausschnitt des relevanten Bereichs nach Binarisierung, links: Probe 2, rechts: Probe 4.

Das generierte Bild des Frequenzraumes lässt sich zur besseren Analyse wiederum binarisieren. Das Resultat ist in Abb. 38 gezeigt. Die hellen Punkte um das Zentrum beschreiben Häufungen von Ortsfrequenzen mit einem Winkel von etwa  $0^\circ/180^\circ$  bzw.  $90^\circ/270^\circ$ . Die Perioden der Proben 1, 2, 3 betragen etwa 122, 119 und 136  $\mu\text{m}$ . Dies entspricht der Ausrichtung und dem Hatch-Abstand  $d_h$  der Scan-Vektoren während des Aufbaus der analysierten Würfel. Die Aufnahmen der Würfel mit  $45^\circ$  gedrehten Scan-Vektoren zeigen entsprechend einen korrespondierenden Winkel in der DHT mit einer Periode von 142  $\mu\text{m}$  des Musters. Der Randbereich aller Proben ist vergleichsweise porenfrei, was auf gut optimierte Parameter  $d_{ch}$  und  $d_c$  schließen lässt. Lediglich Probe 5 zeigt eine Häufung von Poren in den Ecken. Diese haben ihren Ursprung in einer nicht optimalen Überlappung von Flächen- und Konturbelichtung, was auch in der Literatur beschrieben wird [35]. Probe 4 zeigt dieses Bild nicht, sodass davon ausgegangen wird, dass die Positionierung der Flächenvektoren zwischen beiden Proben verschieden ist. Gibt es keinen Scan-Vektor, der direkt auf der Flächendiagonale liegt (siehe Abb. 34 links), kann daraus

Probe	Bauprozess	Gesamtporosität / %	Größte Pore / $x \times y \times z$
1	A	0,004	279,0 × 316,5 × 97,2
2	B	0,035	305,8 × 300,4 × 161,4
3	B	0,076	225,6 × 316,5 × 156,1
4	C	0,005	343,3 × 331,5 × 136,7
5	C	0,031	420,0 × 490,8 × 195,8

**Tabelle 8:** Ergebnisse der Porositätsuntersuchungen mittels 3D Computertomographie.

eine Pore in der Ecke resultieren, da dort ein “Freiraum” entsteht.

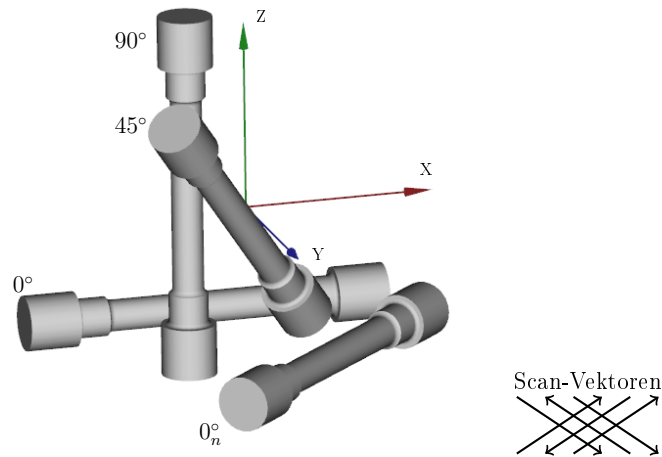
Das regelmäßige Muster der Poren wurde bei allen Proben ermittelt und lässt daher auf eine Ursache in der Belichtungssteuerung schließen. Die ermittelte Periode entspricht bei den Proben 1, 2 und 3 dem Hatch-Abstand. Bei den Proben 4 und 5 ist der Abstand etwas größer. Die Abweichung könnte aus einer nicht exakten der Orientierung der Schnittbilder entlang der Koordinatenachsen resultieren.

Größere Poren zeigen eine zufällige Verteilung im gemessenen Volumen. Die Ursachenanalyse ist daher nicht gesichert. Tabelle 8 fasst die erhaltenen Ergebnisse der fünf Proben zusammen. Die gemittelte Gesamtporosität liegt bei 0,03 % und ist damit vergleichbar zu den Ergebnissen aus der Analyse der Schliiffbilder, siehe Kap. 5 Abb. 19. Es muss jedoch darauf hingewiesen werden, dass aufgrund der Auflösung des CT-Scans von 5,3  $\mu\text{m}$  keine Poren kleiner als 10,6  $\mu\text{m}$  detektiert werden können.

### 6.3 Ermittlung mechanischer Kenngrößen

Die mechanische Festigkeit wurde im einachsigen Zugversuch nach DIN EN ISO 6892-1 bei Raumtemperatur untersucht. Die Prüfung erfolgte in einer Zwick Roell Z020 Prüfmaschine. Diese ist mit einer 20 kN Kraftmessdose ausgestattet, die Aufnahme der Dehnung erfolgte mit einem mechanischen Extensometer mit einer Unsicherheit von 0,5 %. Die Form der Zugproben richtet sich nach DIN 50125, gewählt wurde die Form C mit einem Durchmesser  $d_0$  von 4 mm. Die Geschwindigkeit im Versuch wurde lagegeregt auf einem Wert von  $\dot{\epsilon} = 0,00007 \text{ s}^{-1}$  festgelegt.

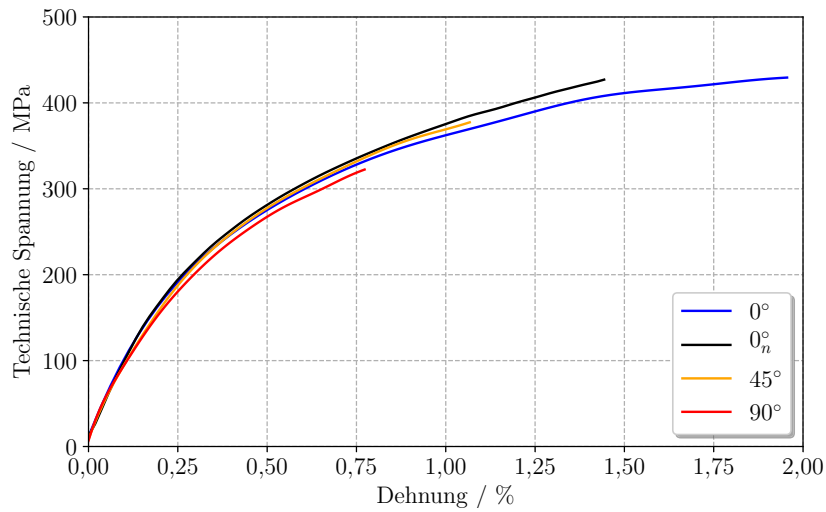
Der Zugversuch wurde in einem zyklische Verfahren durchgeführt. Zunächst wurde bis 50 MPa belastet, anschließend auf 10 MPa entlastet, bevor der Zugversuch bis zum Bruch ausgeführt wurde. Der erste Belastungspunkt wurde dabei so gewählt, dass er deutlich unter der Dehngrenze liegt. Alle Auswertungen erfolgten anhand des letzten Belastungsschritts.



**Abbildung 39:** Schema der unterschiedlichen Orientierung der Zugproben; die Scan-Vektoren liegen in der  $xy$ -Ebene unter einem Winkel von  $45^\circ$  zur  $x$ - bzw.  $y$ -Achse. Die Probe in  $0^\circ$  Orientierung liegt mit der Drehachse parallel zur  $x$ -Achse, während die Drehachse der  $0_n^\circ$  Probe um  $45^\circ$  verkippt zur  $x$ -Achse in der  $xy$ -Ebene angeordnet ist.

Um die in der DIN geforderte Rauheit und Maßtoleranz zu erreichen, wurden alle Prüfkörper endkonturnah, mit einem Aufmaß von 1 mm additiv hergestellt und anschließend mechanisch durch CNC-Drehen auf Endmaß bearbeitet. Während des SLM kamen die ermittelten Parameter aus Kap. 5 zum Einsatz. Um die Auswirkungen der Bauorientierung bzw. der Lage der Schichten aus dem SLM-Prozess zu untersuchen, wurden Proben in vier verschiedenen Ausrichtungen hergestellt und geprüft. Abbildung 39 zeigt die Orientierungen schematisch inklusive der jeweiligen Lage der Scan-Vektoren. Die liegenden ( $0^\circ$ ) Proben unterscheiden sich nach der Lage der Scan-Vektoren zur Längsachse der Zugprobe ( $0^\circ$ : parallel und orthogonal, vgl. Abb. 34 rechts und  $0_n^\circ$ : um  $45^\circ$  gedreht, vgl. Abb. 34 links). Jede der vier Orientierungen wurde zusätzlich in einem wärmebehandelten Zustand nach  $360^\circ\text{C}$  geprüft, um den Einfluss der mikrostrukturellen Modifikation zu untersuchen. Somit ergeben sich acht Chargen von jeweils acht Zugproben. Die Zuggeschwindigkeit wurde im elastischen und plastischen Bereich konstant gehalten, da eine Umschaltung zwischen diesen Bereichen eine zuverlässige Erkennung der Streckgrenze erfordert. Der Elastizitätsmodul wurde anhand der Hooke'schen Geraden im letzten Belastungsschritt ermittelt.

Ein Spannungs-Dehnungsdiagramm mit gemittelten Kurven von Proben aller Orientierungen im thermisch unbehandelten Zustand ist in Abb. 40 dargestellt. Die Grafik zeigt den letzten Belastungszyklus von 10 MPa bis zum Belastungspunkt, an dem der Bruch der Probe eintritt. Es wird ersichtlich, dass sich die Proben hinsichtlich Zugfestigkeit und Duktilität deutlich unterscheiden. Es existieren weder eine ausgeprägte Fließzone noch



**Abbildung 40:** Gemittelte Spannungs-Dehnungsdiagramme der thermisch unbehandelten Zugproben.

ein Einschnürungsbereich, die Spannung steigt kontinuierlich bis zum Bruch der Probe an. Der Bereich der Verfestigung ist hoch, unterscheidet sich aber je nach verwendeter Bauorientierung. Proben in 90°-Orientierung sind am wenigsten duktil und zeigen die geringste Zugfestigkeit, 45° Proben besitzen eine mittlere Festigkeit und Duktilität und liegende (0°) Proben zeigen höchste Festigkeit und Verformbarkeit.

### 6.3.1 Elastizitätsmodul und Dehngrenze

Für die Ermittlung der Dehngrenze wurde eine bleibende Dehnung von 0,2 % angesetzt ( $Rp_{0,2}$ ). Diese wird graphisch durch eine Gerade ermittelt, deren Anstieg dem Elastizitätsmodul entspricht und die bei einer Dehnung von  $\epsilon = 0,2\%$  eine Nullstelle besitzt. Der Elastizitätsmodul wird über die Hooke'sche Gerade durch eine lineare Regression im Bereich zwischen 15 und 50 MPa ermittelt. Aufgrund der geringen Duktilität des Materials wurde eine Weibull-Auswertung der Zugfestigkeit durchgeführt [126]. Es wurde der charakteristische Wert  $\sigma_0$  und der zugehörige Weibull-Modul nach (6.4) errechnet. Dieser gibt Aufschluss über die Unsicherheit der Zugfestigkeit.

$$x = \ln(M) \quad y = \ln\left(\ln\left(\frac{1}{1 - W_i}\right)\right) \quad \sigma_0 = \exp\left(\frac{-y_0}{w}\right) \quad (6.4)$$

mit  $W_i = (i - 0,5)/n$  (Versagenswahrscheinlichkeit),  $i$  – aufsteigender Index (1 bis  $n$ ),  $M$  – Messwert,  $y_0$  – Schnittpunkt der Regressionsgerade mit der  $x$  – Achse,  $w$  – Weibull-

Charge und Orientierung	$E$ / GPa	$Rp_{0,2}$ / MPa	$R_m$ / MPa	$\epsilon_{\max}$ / %	
as-built	0°	96,4 ± 6,2	257,1 ± 17,6	413,1(13,7)	1,41 ± 0,38
	0 <sub>n</sub> °	95,0 ± 8,7	276,9 ± 10,4	415,2(18,0)	1,24 ± 0,23
	45°	90,5 ± 11,3	276,3 ± 16,2	367,0(20,6)	0,94 ± 0,19
	90°	96,2 ± 18,9	256,7 ± 17,6	325,6(14,0)	0,75 ± 0,14
wärmebehandelt bei 360 °C	0°	89,3 ± 3,4	180,6 ± 5,8	281,9(107,7)	2,2 ± 0,2
	0 <sub>n</sub> °	99,7 ± 6,6	174,3 ± 2,1	285,8(167,7)	2,3 ± 0,1
	45°	100,8 ± 10,5	185,2 ± 6,0	270,0(11,4)	1,03 ± 0,26
	90°	98,0 ± 11,7	180,9 ± 3,5	263,0(11,9)	1,04 ± 0,25
konventionell	94,0 ± 7,2	135,2 ± 4,9	219,8(120,0)	1,13 ± 0,07	

**Tabelle 9:** Ergebnisse der Zugversuche. Fehler bei der Zugfestigkeit als Weibull-Modul, sonst als Standardabweichung angegeben. “Konventionell”: AlSi40-Vergleichsmaterial, durch “melt-spinning” hergestellt.

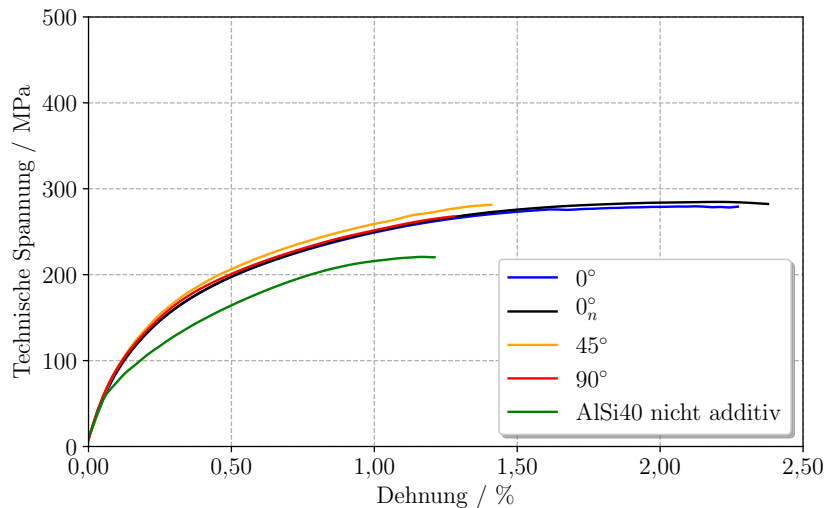
Modul (Anstieg der Regressionsgerade).

Die Ergebnisse für Elastizitätsmodul  $E$ ,  $Rp_{0,2}$  und Dehnung beim Bruch  $\epsilon_{\max}$  wurden gemittelt und die jeweilige Standardabweichung berechnet. Die Güte des linearen Fits der Elastizitätsmodulbestimmung liegt bei  $R^2 > 0,99$ . Der gemittelte Elastizitätsmodul über alle gemessenen Proben liegt mit einem Wert von  $95,1 \pm 11,2$  GPa deutlich über dem von Reinaluminium (69,0 GPa) und etwas unter dem Wert, der für nicht additiv hergestelltes Material gleicher Zusammensetzung in der Literatur angegeben wird (102 GPa [100]).

Die Festigkeit zeigt eine Abhängigkeit von der im SLM Prozess verwendeten Orientierung. Die Proben, welche liegend (0°) gebaut wurden, weisen mit ca. 415 MPa die höchsten Zugfestigkeiten auf. Unter 45° gebaute Zugproben erreichen Werte, die etwa 50 MPa niedriger sind, stehend gebaute (90°) Proben zeigen mit 326 MPa im Mittel die geringste Zugfestigkeit. Die Weibull-Moduln sind relativ gering, die Unsicherheit der Zugfestigkeit ist also groß.

Auch die maximale Dehnung weist deutliche Schwankungen zwischen den Chargen sowie eine hohe Unsicherheit innerhalb der Chargen auf. Der Verlauf der Kurven ist identisch, was auf ein gleiches Verfestigungsverhalten hinweist, jedoch erfolgt der Bruch bei unterschiedlichen Spannungen. So beträgt die maximale Dehnung liegend hergestellter Proben über 1,2 %, während stehende Proben Dehnungen von unter 0,8 % aufweisen. Die 0,2 % Dehngrenze befindet sich bei allen Proben in einem Bereich von etwa 265 MPa und weist geringere Schwankungen auf. Hier wirkt sich allerdings die Unsicherheit in der Bestimmung des Elastizitätsmoduls aus.

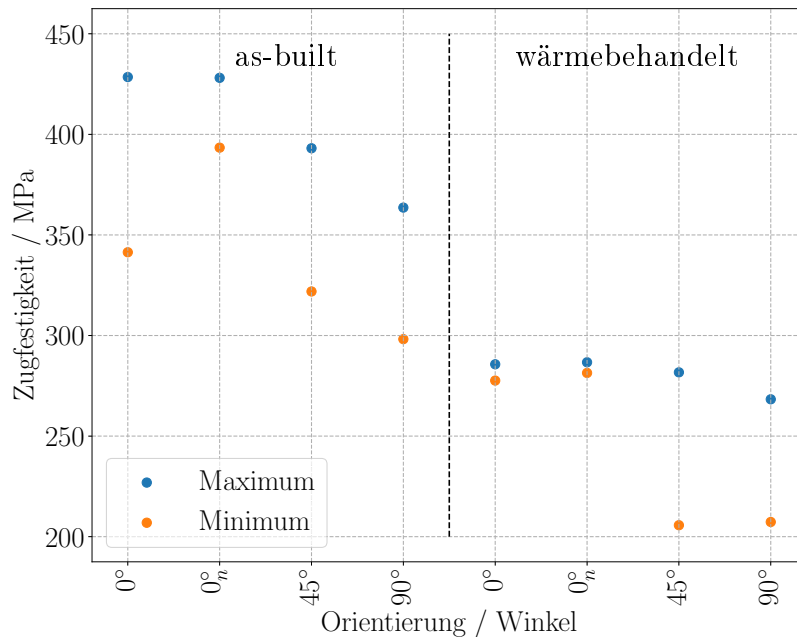




**Abbildung 41:** Gemittelte Spannungs-Dehnungsdiagramme der wärmebehandelten Zugproben, mit Referenzproben aus nicht additiv hergestelltem Halbzeug.

Gemittelte Spannungs-Dehnungsdiagramme von bei 360 °C wärmebehandelten Proben sind in Abb. 41 dargestellt. Die Grafik enthält Kurven aus allen Chargen unterschiedlicher Bauorientierung. Für einen Vergleich zu nicht additiv hergestelltem Material wurden Zugversuche unter identischen Bedingungen an einem durch “melt-spinning” hergestelltem AlSi40 Werkstoff durchgeführt (wird im Folgenden als “konventioneller” Werkstoff bezeichnet). Dieser wurde vor der Fertigung nach dem gleichen Temperaturprofil wärmebehandelt. Der experimentell bestimmte Elastizitätsmodul des konventionellen Materials liegt bei  $94,0 \pm 7,2$  MPa und damit im Bereich der SLM Proben und ebenfalls unter dem Wert, welcher vom Hersteller angegeben wird (102 GPa) [100]. Vergleicht man die Kurven mit Abb. 40 fällt zunächst auf, dass die Duktilität bei allen Chargen im wärmebehandelten Zustand ansteigt. Mit maximalen Dehnungen von über 2 % sind die liegenden ( $0^\circ$ ) Proben am weitesten verformbar. Die relative Änderung der maximalen Dehnung ist bei diesen Chargen am größten, während die Änderung bei den unter  $45^\circ$  hergestellten Proben mit einer Erhöhung um etwa 0,1 % am geringsten und bei Betrachtung des Fehlerintervalls nicht signifikant ist.

Tabelle 9 gibt die Ergebnisse für Elastizitätsmodul,  $R_{p0,2}$ , Zugfestigkeit  $R_m$  und Dehnung beim Bruch  $\epsilon_{\max}$  aller geprüften Proben wieder. Die Dehngrenzen und Zugfestigkeiten aller additiv gefertigten Chargen nehmen im wärmebehandelten Zustand deutlich ab, wobei die Zugfestigkeit der liegenden Proben die stärkste Senkung erfährt. Unterschiede der Dehngrenze zwischen den wärmebehandelten Chargen sind nicht signifikant.

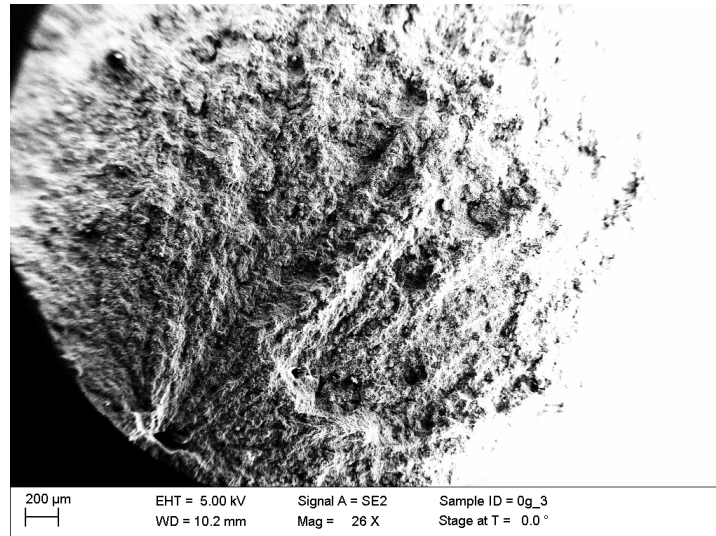


**Abbildung 42:** Minimale und maximale Zugfestigkeiten nach Chargen bzw. Orientierung aus allen getesteten Proben.

Die Zugfestigkeit und Duktilität der liegenden Proben hebt sich aber weiterhin ab. Ein Unterschied zwischen den unterschiedlichen Belichtungsstrategien ist nicht messbar. Die Dehngrenze  $Rp_{0,2}$  des konventionellen Materials beträgt  $135,2 \pm 4,7$  MPa und liegt deutlich unter den Werten des additiv hergestellten Materials. Gleiches gilt für die Zugfestigkeit von  $219,8(120,0)$  MPa. Die maximale Dehnung des konventionellen Materials beträgt  $1,13 \pm 0,06$  %. Die Unsicherheit der Ergebnisse ist generell geringer (höherer Weibull Modul und niedrigere Standardabweichungen). Abbildung 42 zeigt eine Grafik der niedrigsten und höchsten gemessenen Festigkeiten aller Chargen der additiv hergestellten Proben. Es wird deutlich, dass die Unsicherheit der Festigkeiten vor allem bei  $45^\circ$  und  $90^\circ$ , im as-built sowie im wärmebehandelten Zustand, groß ist.

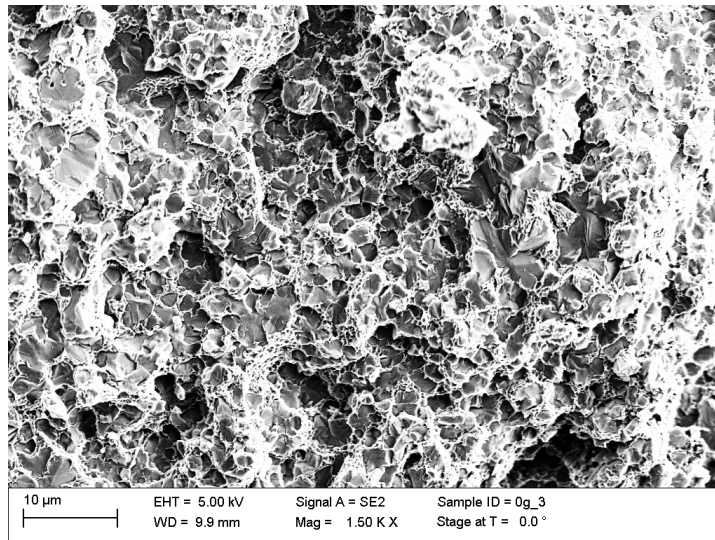
### 6.3.2 Analyse der Bruchflächen

Die Bruchflächen aller Chargen wurden im Rasterelektronenmikroskop untersucht. Dabei wird ein Vergleich von verschiedenen Bauorientierungen und des thermischen Zustandes angestrebt. Aufgrund der hohen Schärfentiefe kam hierfür ein Rasterelektronenmikroskop mit Everhart-Thornley Detektor zum Einsatz. Dieser ermöglicht Aufnahmen der Topographie.

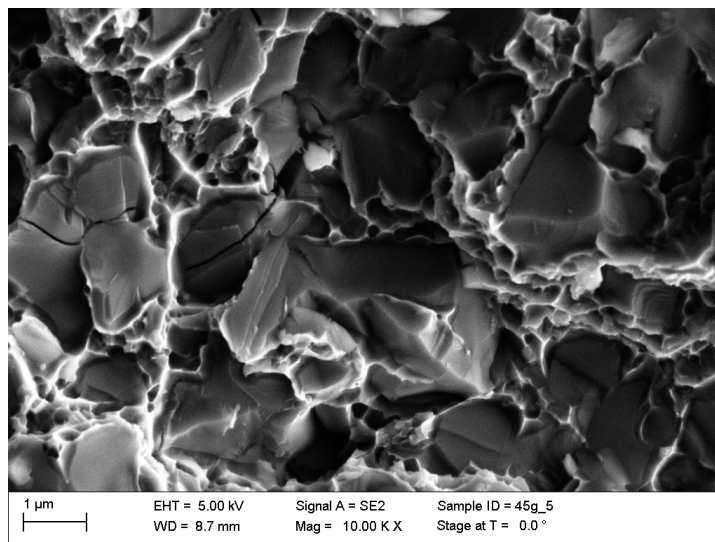


**Abbildung 43:** Bruchfläche einer  $0^\circ$  Probe, Übersichtsaufnahme.

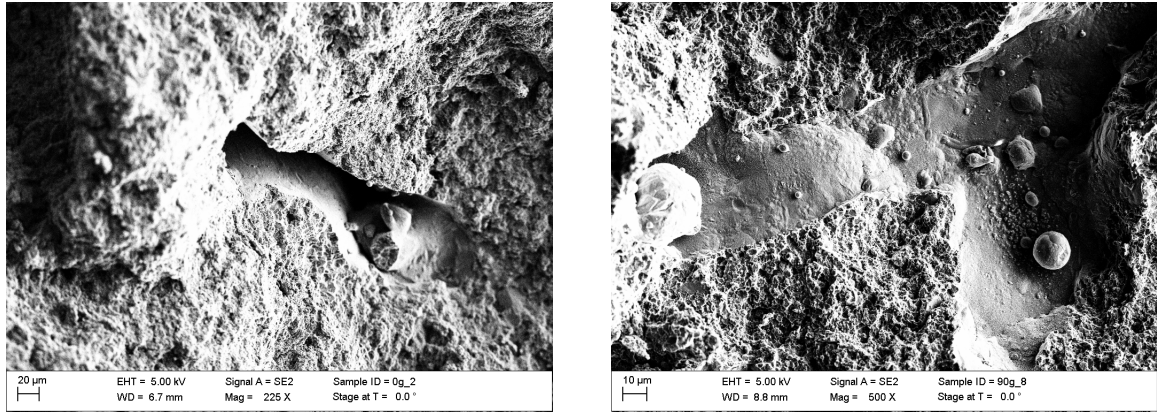
Die Bruchflächen sind bei allen getesteten Proben orthogonal zur Drehachse der Zugproben orientiert und zeigen ein fächerförmiges Erscheinungsbild, das den Ursprung meist am Rand hat. Es traten aber auch Fälle auf, in denen der Bruch von einem Bereich in der Mitte der Probe ausging. Als Ausgangspunkt konnte stets eine größere Pore ermittelt werden. Abbildung 43 zeigt eine Aufnahme der Gesamtbruchfläche einer Probe im as-built Zustand, die in  $0^\circ$ -Orientierung hergestellt wurde. Die Fläche besitzt eine fächerförmige Erscheinung mit dem Ursprung bei einer Pore, die etwa  $200\ \mu\text{m}$  Durchmesser besitzt. Diese Morphologie der Bruchfläche tritt bei allen untersuchten Proben auf und ist typisch für einen Sprödbbruch [127]. Bei weiterer Vergrößerung zeigt sich zusätzlich ein Netzwerk mit definierten Zellen bzw. Gräben, was dem Erscheinungsbild eines Duktilbruchs entspricht. Diese Zellen besitzen einen Durchmesser von unter einem Mikrometer und sind durch größere Bereiche voneinander getrennt. Darin befinden sich Siliziumpartikel, die ebenfalls gebrochen sind. Dies lässt sich an Rissen sowie stufenförmigen Strukturen auf den Partikeln erkennen. Abbildung 44 zeigt eine Aufnahme der Bruchmorphologie und Abb. 45 zeigt einen weiter vergrößerten Ausschnitt. Es lassen sich keine Anzeichen auf einen selektiven Bruch an den Schichten aus dem SLM Prozess erkennen, wie es z.B. in [38] gezeigt wurde. Dies lässt auf eine gute Anbindung der Schichten schließen, die nicht schwächer als die Festigkeit des Materials ist. Ein deutlicher Unterschied zwischen den verschiedenen orientierten Proben zeigt sich beim Betrachten der Defekte. Bei unter  $90^\circ$  hergestellten Proben zeigen sich besonders häufig ausgedehnte Poren in der Bruchfläche. Diese sind aufgrund ihrer Morphologie gut von umliegendem Material



**Abbildung 44:** Bruchfläche einer liegenden ( $0^{\circ}$ ) Probe, Abbildung der Bruchmorphologie, die eine Mischung aus Duktil- und Sprödbbruch zeigt.



**Abbildung 45:** Bruchfläche einer im  $45^{\circ}$ -Winkel hergestellten Probe, Abbildung der Bruchmorphologie, die eine Mischung aus Duktil- und Sprödbbruch zeigt.



**Abbildung 46:** Bruchfläche einer liegenden (links) und einer stehenden (rechts) Zugprobe, linkes Bild zeigt Pore mit niedrigem Aspektverhältnis in  $z$ -Richtung.

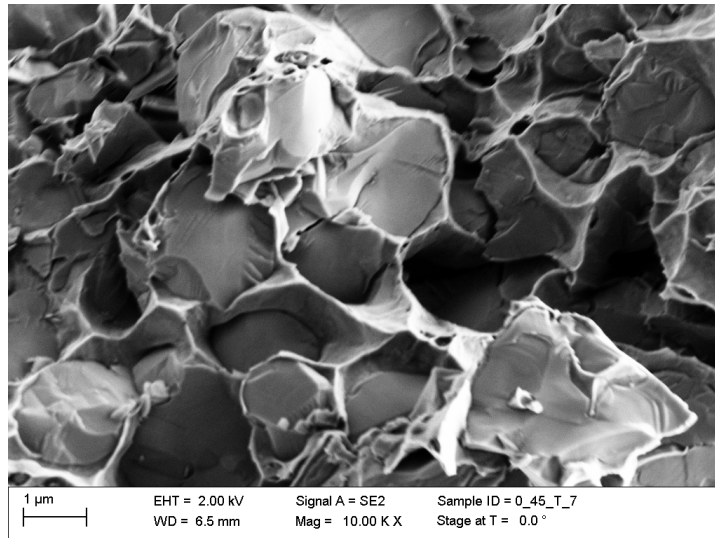
unterscheidbar. Während die Bruchfläche rau und zerklüftet ist, stellen sich die Poren sehr glatt und eingebnet dar (siehe Abb. 46). Die große Fläche lässt darauf schließen, dass es sich hierbei um die in Kap. 6.2 beschriebenen Poren mit hohem Aspektverhältnis in  $xy$ -Richtung handelt. Diese Aussage wird auch durch Abb. 46 gestützt, die eine solche Pore ebenfalls zeigt, jedoch ist durch den liegenden Aufbau die Pore von der Seite zu sehen, die  $z$ -Richtung zeigt in Richtung der rechten oberen Bildecke. Die Bruchflächen der wärmebehandelten Proben weisen eine geänderte Morphologie auf. Weiterhin sind Spröd- und Duktilbruch-Bereiche zu erkennen. Die Unterteilung der Duktilbruchfläche in Gräben bzw. Waben geht allerdings deutlich zurück. Es finden sich stattdessen langgezogene Erhebungen, die eingelagerte Siliziumpartikel umschließen, siehe Abb. 47. Auch scheint die Höhe dieser Erhebungen größer zu sein, als es bei Bruchflächen der as-built Proben zu sehen ist. Dies deutet auf eine stärkere plastische Verformung hin.

## 6.4 Ermittlung des thermischen Ausdehnungskoeffizienten

Der lineare thermische Längenausdehnungskoeffizient des per SLM erzeugten Werkstoffes wird durch Dilatometrie bestimmt. Bei diesem Verfahren wird die Längenänderung einer Probe bei Änderung der Temperatur gemessen. Die temperaturabhängige Länge  $\ell$  kann mit der Ausgangslänge  $\ell_0$  als Dehnung  $\epsilon$  angegeben werden, siehe (6.5).

$$\epsilon = \frac{\ell - \ell_0}{\ell_0} \quad (6.5)$$

Die Ausgangslänge  $\ell_0$ , wird mit einer Bügelmessschraube vor dem Versuch bei Raumtemperatur (20 °C) gemessen. Für die Untersuchungen kam ein DIL 402SE (Netzsch



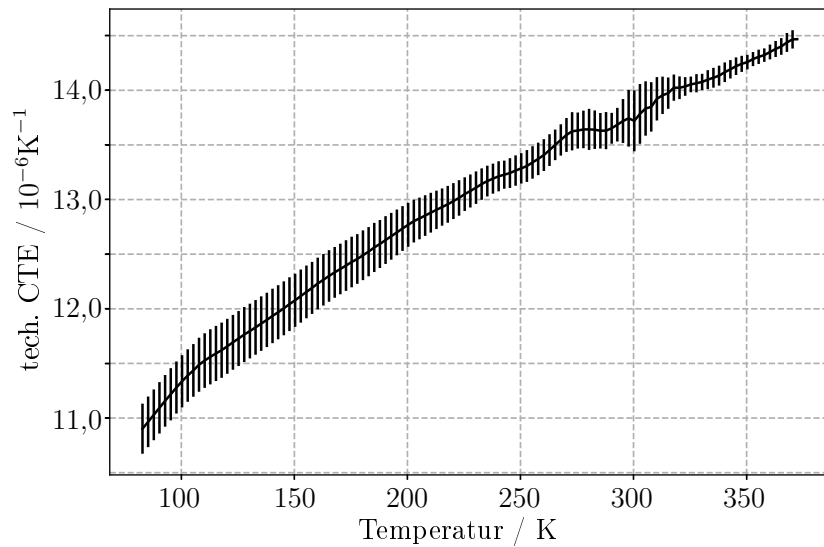
**Abbildung 47:** Bruchfläche einer wärmebehandelten liegenden ( $0^\circ$ ) Probe, Abbildung der Bruchmorphologie, die eine Mischung aus Duktil- und Sprödbbruch zeigt.

Gerätebau GmbH, Deutschland) zum Einsatz. Dieses Gerät ist ein mechanisches Schubstangendilatometer mit der Möglichkeit, mittels Einleitung von flüssigem Stickstoff in die Probenkammer bis in den kryogenen Bereich zu messen. Die Messgenauigkeit der Temperatur wird mit 0,1 K und die Unsicherheit der Dehnungsmessung mit  $\delta l/l_0 = 0,002\%$  angegeben. Vor jedem neuen Messprogramm erfolgt eine identische Messung mit einem  $\text{SiO}_2$  Standard als Kalibrierung (die Schubstange selbst besteht ebenfalls aus  $\text{SiO}_2$ ). Die verwendete Probengeometrie ist ein Zylinder mit einem Durchmesser von 6 mm und einer Höhe von 12 mm. Die Proben werden additiv mit Aufmaß gefertigt und die Maße anschließend durch CNC-Drehen hergestellt, die Stirnflächen sind dabei planparallel mit einer Toleranz der Parallelität von 10  $\mu\text{m}$  gefertigt.

Das Messprogramm beginnt mit einem Aufheizen auf 100  $^\circ\text{C}$  und Halten dieser Temperatur für 30 min. Anschließend wird bis auf  $-190\text{ }^\circ\text{C}$  abgekühlt, dort wiederum 30 min gehalten und erneut auf 100  $^\circ\text{C}$  aufgeheizt. Diese Temperatur wird wieder gehalten, bevor zurück auf Raumtemperatur abgekühlt wird. Der Gradient der Temperaturänderung beträgt jeweils  $\frac{dT}{dt} = 1\text{ K/min}$ .

Der mittlere lineare thermische Ausdehnungskoeffizient ist in der DIN 51045-1:2005-08 beschrieben und wird nach (6.6) aus der Dehnung  $\epsilon$  bei einer Temperaturänderung um  $\Delta T$  berechnet [128].

$$\alpha_{\text{CTE}} = \frac{\epsilon}{\Delta T} \quad (6.6)$$



**Abbildung 48:** Thermischer Ausdehnungskoeffizient, gemittelt aus zwölf Messungen an sechs Proben.

Für die Temperaturänderung  $\Delta T$  wird als Referenztemperatur  $T_0$  ein Wert von  $20\text{ °C}$  angesetzt.

Die Messungen wurden an sechs Proben (zwei pro verwendeter Bauorientierung - analog zu den Chargen, wie in Abb. 39 gezeigt, ohne  $0_n^\circ$ ) jeweils zweimal durchgeführt. Alle Proben waren im as-built Zustand, d.h. nach dem SLM nicht thermisch prozessiert.

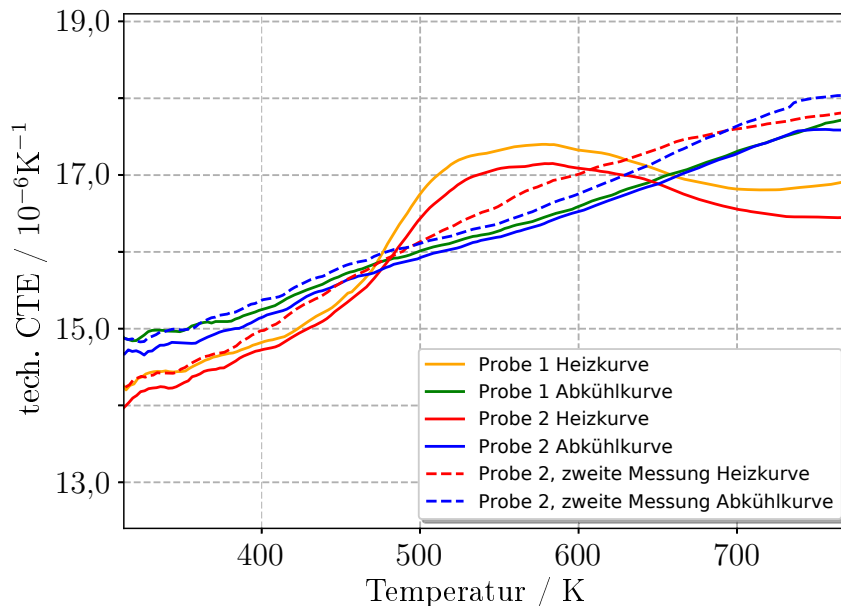
Abbildung 48 zeigt die gemittelte CTE-Kurve aller Messungen mit einfacher Standardabweichung. Es lässt sich keine Abhängigkeit des CTE von der beim SLM verwendeten Bauorientierung feststellen. Die Wiederholungsmessungen bestätigen jeweils die Ergebnisse der ersten Messung. Tabelle 10 fasst die ermittelten thermischen Ausdehnungskoeffizienten zusammen. Angegeben ist der mittlere CTE in einem Temperaturintervall von  $-185\text{ °C}$  bis  $20\text{ °C}$ . Die Werte wurden durch Anpassung einer Polynomfunktion dritten Grades und Integration im entsprechenden Temperaturbereich ermittelt.

In einer zweiten Messreihe wurde der untersuchte Temperaturbereich zu höheren Temperaturen erweitert. Die Messungen erfolgte zwischen  $20\text{ °C}$  und  $500\text{ °C}$ . Die Heiz- und Kühlraten sind identisch. Die ersten Aufheizkurven zeigen ab etwa  $175 - 200\text{ °C}$  eine ausgeprägte Abweichung, die sich in einem steigenden CTE äußert. Bei ca.  $280\text{ °C}$  stellt sich ein Maximum ein, dem sich ein sinkender CTE bis zu einer Temperatur von etwa  $450\text{ °C}$  anschließt. Anschließend steigt der Wert wieder an. Dieses Verhalten wird in den Abkühlkurven nicht beobachtet, diese verlaufen annähernd linear. Die Heizkurve

Probe	Orientierung SLM	CTE (Messung 1/2) −185 °C bis 20 °C / $10^{-6}\text{K}^{-1}$
1	90°	12,27 / 12,55
2		12,26 / 12,49
3	45°	12,58 / 12,57
4		12,60 / 12,62
5	0°	12,93 / 12,56
6		12,80 / 12,50

**Tabelle 10:** Ergebnisse der Messung des thermischen Ausdehnungskoeffizienten im Temperaturbereich von  $-185\text{ °C}$  bis  $20\text{ °C}$ .

der Wiederholungsmessung zeigt nur noch leichte Abweichungen im Vergleich zu den Abkühlkurven. Der ausgeprägte Anstieg und anschließende Abfall des CTE wird nicht mehr beobachtet. Dies deutet auf einen irreversiblen Vorgang im Gefüge des Werkstoffs hin. Abbildung 49 zeigt die Messdaten der beiden Proben und die Kurve der Wiederholungsmessung, aufgeschlüsselt nach Aufheiz- und Abkühlvorgang.



**Abbildung 49:** Thermischer Ausdehnungskoeffizient, gemessen bis  $500\text{ °C}$ , zwei Proben, eine Wiederholungsmessung.



## 6.5 Bestimmung des Eigenspannungszustandes mittels Neutronenbeugung

### 6.5.1 Theoretische Betrachtungen und Versuchsaufbau

Die Messung von Eigenspannungen mit Neutronen funktioniert nach dem Prinzip der Beugung und Interferenz von elektromagnetischer Strahlung an Netzebenen von Kristallen. Liegt die Wellenlänge  $\lambda$  der eingesetzten Strahlung im Bereich der Gitterebenenabstände, kommt es bei bestimmten Winkeln zu Interferenz. Bei Kenntnis des Einfallswinkels  $\theta$  der Strahlung kann über geometrische Betrachtungen der Gitterebenenabstand  $d_{hkl}$  direkt gemessen werden (siehe Bragg'sche Gleichung (6.7)).

$$\lambda = 2d_{hkl}\sin\theta_{hkl} \quad (6.7)$$

Entsprechende Messungen werden häufig mittels Röntgenstrahlung durchgeführt. Neutronen besitzen gegenüber Röntgenstrahlung den Vorteil einer geringeren Absorptionsrate im bestrahlten Festkörper, wodurch es ermöglicht wird, Messungen im Volumen von größeren Proben durchzuführen [129]. Dadurch können Einflüsse aus oberflächennahen Bereichen (z.B. Spannungen, die durch Bearbeitungsprozesse eingetragen werden) umgangen werden. Treten in der Messung Abweichungen des Winkels vom zu erwartenden Wert auf, so ist dies auf eine Änderung des Gitterebenenabstandes zurückzuführen. Eigenspannungen führen zu Verzerrungen des Gitters und sind somit messbar.

Die Messungen wurden am Forschungsreaktor BER II in Berlin durchgeführt. Hierbei kommt monochromatische Neutronenstrahlung mit konstanter Wellenlänge zum Einsatz. Die Anordnung von Strahlquelle, Probe und Detektor entspricht der Bragg Brentano Anordnung. Die Genauigkeit der Winkelmessung beträgt  $0,02^\circ$ . Mittels eines in drei Achsen verschiebbaren Probentisches sind Translationen in  $x, y, z$  sowie eine Rotation um die  $z$ -Achse möglich. Die Messzeit wurde über die Gesamtanzahl der registrierten gebeugten Neutronen gesteuert (Ziel pro Messpunkt:  $10^6$  counts). Das Volumen einer Einzelmessung in der Probe beträgt  $2 \times 2 \times 2 \text{ mm}^3$ . Die Messreihe umfasst acht quaderförmige Proben, mit  $7 \times 3$  Messpunkten pro Probe, sowie die Messung eines Pulvers als Referenz. Die Probengeometrie entspricht einem Quader mit  $6 \times 6 \times 50 \text{ mm}^3$ . Diese Quader wurden zweifach in vier verschiedenen Orientierungen, analog zu den hergestellten Zugproben (siehe Abb. 39) gebaut und im folgenden identisch benannt. Je eine Probe aller Chargen wurde vor den Versuchen bei  $360^\circ\text{C}$  wärmebehandelt. Jede Messung wurde aus drei orthogonalen Raumrichtungen durchgeführt, somit ergibt sich eine Gesamtanzahl der

Messungen von 504.

Eine starke Beugungsinterferenz für die Aluminiumphase tritt in der (311) Gitterebene auf, der stärkste Siliziumreflex stammt von der (331) Ebene. Die Lage der Reflexe im Diffraktogramm kann nach Entfernen des Hintergrundes durch die Anpassung einer Gaußkurve ermittelt werden. Aus der Reflexverschiebung kann eine Dehnung (entspricht der Änderung des Gitterebenenabstandes im Vergleich zur Gleichgewichtslage  $d_0$ ) errechnet werden. Mit der Dehnung  $\epsilon$  nach (6.8):

$$\epsilon = \frac{d_{hkl} - d_0}{d_0} \quad (6.8)$$

und Substitution in (6.7) erhält man die Gleichung zur Berechnung der Dehnung anhand der gemessenen Beugungswinkel, siehe (6.9).

$$\epsilon_{hkl} = \frac{\sin \theta_0}{\sin \theta} - 1 \quad (6.9)$$

Der Referenzwinkel  $\theta_0$  kann mittels des idealen Netzebenenabstandes der betrachteten Ebene und Einsetzen in (6.7) berechnet werden.

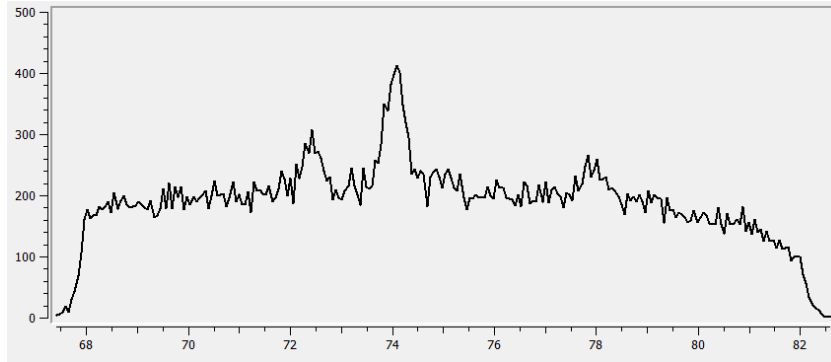
$$d_{hkl} = \frac{a_0}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \quad (6.10)$$

Hierfür wird die Gitterkonstante  $a_0$  der Einheitszelle benötigt. Mit einem Wert für  $a_0$  von 0,40495 nm [88] ergibt sich ein Gitterebenenabstand von  $d_{311} = 0,122097$  nm.

Die nach (6.9) errechnete Dehnung kann mit Kenntnis des Elastizitätsmoduls und der Poisson Zahl in eine Spannung umgerechnet werden. Dazu wird der richtungsabhängige Elastizitätsmodul benötigt. Dieser berechnet sich im kubischen Kristallsystem nach (6.11).

$$\frac{1}{E_{[hkl]}} = S_{11} - [2(S_{11} - S_{12}) - S_{44}](\gamma^2\delta^2 + \gamma^2\zeta^2 + \delta^2\zeta^2) \quad (6.11)$$

$S_{11}$ ,  $S_{12}$  und  $S_{44}$  bezeichnen die Nachgiebigkeitskonstanten der Nachgiebigkeitsmatrix,  $\gamma$ ,  $\delta$  und  $\zeta$  sind die Richtungskosinuswerte der betrachteten Richtung (Normalenvektor der Netzebenen) mit den drei Einheitsvektoren [100], [010] und [001]. Die Nachgiebigkeitskonstanten wurden aus [130] entnommen. Für die [311] Richtung beträgt die Elastizitätskonstante nach (6.11) 68,5 GPa. Die Querkontraktionszahl von Aluminium für die Netzebene (331), beträgt 0,35 [131, 132]. Aufgrund der Probengeometrie und der Mes-



**Abbildung 50:** Diffraktogramm Neutronenbeugung an AlSi40. Auf der x-Achse ist der Winkel  $2\theta$  abgetragen, die y-Achse zeigt die Häufigkeit der aufgetroffenen Neutronen.

sung entsprechend der drei Achsen entlang der Proben können die Hauptspannungen in  $x$ -,  $y$ - und  $z$ -Richtung nach dem Hooke'schen Gesetz (siehe (6.12)) berechnet werden (Angabe für  $x$ -Richtung).

$$\sigma_{xx} = \frac{E_{hkl}\epsilon_{xx}}{1 + \nu_{hkl}} + \frac{E_{hkl}\nu_{hkl}(\epsilon_{xx} + \epsilon_{yy} + \epsilon_{zz})}{(1 + \nu_{hkl})(1 - 2\nu_{hkl})} \quad (6.12)$$

Da die präzise Messung der Gitterebenenabstände eine sehr genaue Kenntnis der Wellenlänge der verwendeten Neutronenstrahlung erfordert, wurde für die Ermittlung der Reflexverschiebungen und die Berechnung von Dehnungen und Spannungen ein Pulver als Referenz gemessen. Es handelt sich dabei um das im SLM Prozess verwendete Pulver, im gebrauchten Zustand.

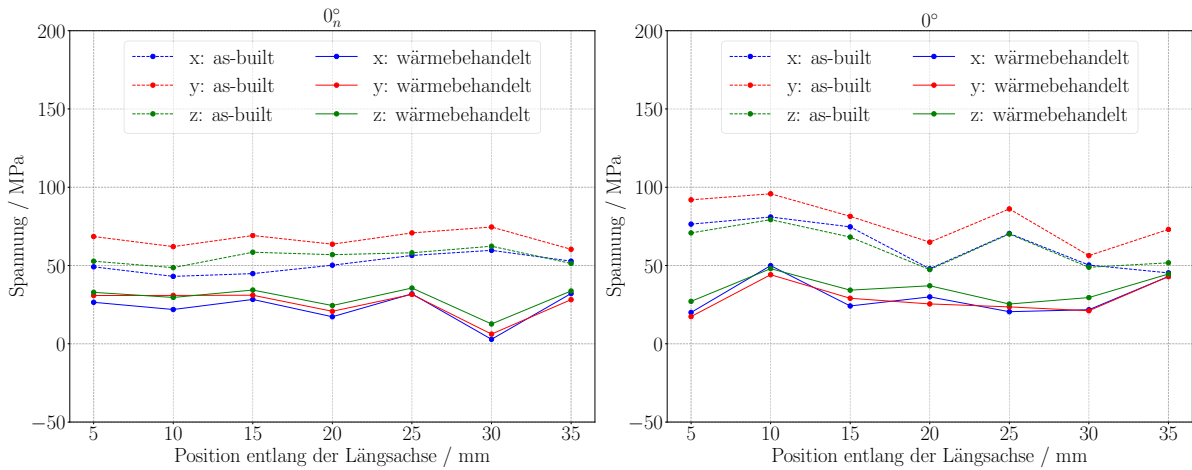
Die Auswertung der Diffraktogramme erfolgt durch die Software *StressTextureCalculator* [133]. Zunächst wird der Hintergrund im Bereich der Reflexe durch eine lineare Funktion subtrahiert, anschließend wird eine Gaußkurve angepasst, deren Maximum der Reflexposition entspricht. Ein Beispieldiffraktogramm ist in Abb. 50 zu sehen. Die Maxima bei  $2\theta \approx 74^\circ$  und  $2\theta \approx 72,5^\circ$  entsprechen den Reflexen für Aluminium (311) und Silizium (331). Ein drittes Maximum bei  $2\theta \approx 78^\circ$  entspricht dem Reflex aus den (222) Netzebenen des Aluminiums. Die Signal-Rauschverhältnisse des Si-Reflexes und des Al-Nebenreflexes sind sehr gering und lassen eine hohe Unsicherheit erwarten (etwa 1,8 bzw. 1,5 dB in Abb. 50, ermittelt aus der Intensität des Maximums und dem lokalen Wert des Untergrundes an dieser Position). Eine Auswertung dieser Reflexe ist daher nicht sinnvoll. Die folgenden Auswertungen beziehen sich daher ausschließlich auf die Aluminiumphase in der (311)-Ebene.

### 6.5.2 Referenzmessung an AlSi40 Pulvermaterial

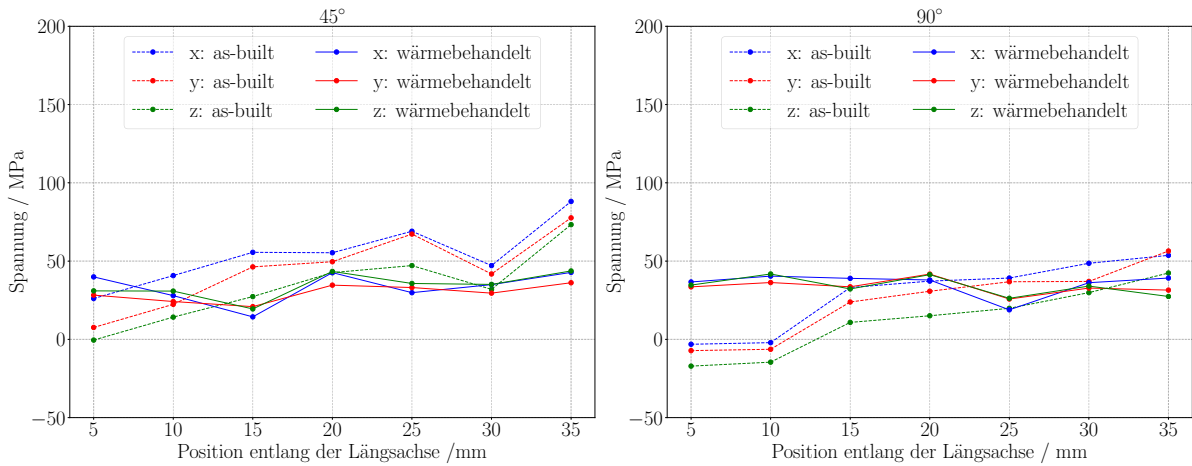
Das Referenzpulver befand sich für die Messung in einer dicht verschlossenen Flasche aus Aluminium, die Abfüllung und der Verschluss erfolgte unter Stickstoffatmosphäre in der SLM Maschine. Das Maximum für  $2\theta$  wurde zu  $74,0701^\circ$  gemessen. Mittels (6.7) und der verwendeten Wellenlänge der Neutronen von  $0,147318$  nm liegt der gemessene Gitterebenenabstand bei  $0,12226395$  nm. Mit (6.10) berechnet sich die Gitterkonstante zu  $0,405608$  nm und ist damit größer als der Literaturwert von  $0,40495$  nm für spannungsfreies Aluminium. Dies deutet auf eine Zugspannung in der Aluminiumphase des Pulvers hin. Es kommen jedoch auch andere Ursachen in Betracht. Geringe Verunreinigungen von Magnesium vergrößern die Gitterkonstante signifikant [134]. Des Weiteren ist aufgrund der stark unterschiedlichen CTE von Aluminium und Silizium kein idealer spannungsfreier Zustand in AlSi40 herstellbar. Um die eingelagerten Partikel und in den Partikeln selbst verbleiben stets Spannungen [135]. Für die Auswertung der Eigenspannungen der SLM-Proben wird das Pulver als Referenz verwendet. Somit sind die Absolutwerte der berechneten Spannungen auf den Spannungszustand des Pulvers zu beziehen.

### 6.5.3 Messung der SLM-gefertigten Proben

Die untersuchten Proben wurden nach dem SLM nicht mechanisch nachbearbeitet. Die Ergebnisse stellen die gemittelten Werte aus den drei Messungen in einer Achslage dar. Der gemessene Winkel  $2\theta$  der Pulverprobe wurde als  $\theta_0$  in (6.9) verwendet. Die Messposition entlang der Längsachse verläuft in 5 mm-Schritten, gemessen von der Oberkante des Quaders, wo dies zutrifft ( $45^\circ$  und  $90^\circ$ ). Die Ergebnisse der liegenden Proben sind in Abb. 51 dargestellt. Die Proben im as-built Zustand sind mit gestrichelten Kurven dargestellt, wärmebehandelte Proben sind durchgezogen. Die Spannungen in der Aluminiumphase besitzen ein positives Vorzeichen und entsprechen daher durchgängig Zugspannungen. Diese verlaufen ohne sichtbare Tendenz der Position entlang der Längsachse und liegen hauptsächlich zwischen 50 und 100 MPa. Durch die Wärmebehandlung konnten die Spannungen auf durchgängig unter 50 MPa gesenkt werden. Ein signifikanter Unterschied zwischen den Proben  $0^\circ$  und  $0_n^\circ$  kann nicht festgestellt werden. Die Lage der Scan-Vektoren in den zwei betrachteten Varianten besitzt demnach keinen Einfluss auf die Eigenspannungen. Die  $45^\circ$  und auch die  $90^\circ$  orientierten Proben weisen eine Abhängigkeit der Eigenspannungen von der Messposition auf. Diese nehmen entlang der Längsachse mit zunehmender Bauhöhe ab, bzw. mit dem "Alter" der bereits gebauten Struktur zu. Die Absolutwerte liegen anfangs unter denen der  $0^\circ$  Proben und nähern



**Abbildung 51:** Errechnete Spannungen in der Aluminiumphase nach Position entlang der Längsachse. Links: Scan-Vektoren orthogonal zur Längsachse, rechts: Scan-Vektoren unter  $45^\circ$  zur Längsachse.



**Abbildung 52:** Errechnete Spannungen in der Aluminiumphase nach Position entlang der Längsachse. Links:  $45^\circ$  Orientierung, rechts:  $90^\circ$  Orientierung.

sich mit zunehmender Tiefe an. An der Oberseite verschwinden die Spannungen nahezu bzw. gehen leicht in den Druckspannungsbereich (negatives Vorzeichen). Die Wärmebehandlung senkt bei  $45^\circ$  die Spannungen leicht und eliminiert die Ortsabhängigkeit. Die Werte liegen nach der Thermalbehandlung im Bereich aller anderen Proben, also unter 50 MPa. Bei  $90^\circ$  wird die Ortsabhängigkeit ebenfalls aufgehoben und die Spannungen auf Werte unter 50 MPa gesenkt. Dabei nehmen die Spannungen im oberen Bereich der Probe allerdings im Vergleich zum as-built Zustand zu. Alle Proben zeigen eine messbare Abhängigkeit der Spannungen von der Messrichtung ( $x, y, z$ ) im as-built Zustand. Bei beiden liegenden ( $0^\circ$ ) Proben ist die Spannung in der  $y$ -Richtung leicht erhöht. Diese Richtung entspricht auf das Probenkoordinatensystem den gemessenen Netzebenenab-

ständen, die sich in der Schichtebene ( $xy$ ) im SLM-Prozess befinden. Dagegen besitzt die äquivalente Orientierung in der  $90^\circ$  Probe ( $z$ -Messrichtung) die geringste Spannung. Die wärmebehandelten Proben zeigen die Unterschiede der Spannungen in verschiedenen Messrichtungen nicht, die Werte sind nahezu identisch.

## 7 Auswertung und Diskussion der Ergebnisse

### 7.1 Beschreibung der initialen und modifizierten Mikrostruktur

Die Untersuchungen mittels Lichtmikroskopie und Rasterelektronenmikroskopie zeigen eine gleichmäßige Struktur des Gefüges, sowohl bei Betrachtung unterschiedlich orientierter Oberflächen im SLM-Bauprozess, als auch unter Berücksichtigung unterschiedlicher Positionen im Bauraum. Auf Mikroebene besteht das Gefüge jedoch aus unterschiedlichen Bereichen. Diese lassen sich in primär-Silizium und Eutektikum unterteilen. Um die primär-Siliziumkristalle befindet sich  $\alpha$ -Aluminium, das sich dendritisch ausbildet und von der eutektisch erstarrten Schmelze unterschieden werden kann. Wie in Kap. 6.1 ersichtlich wird, können die Siliziumpartikel als verstärkende Dispersion aufgefasst werden. Die eutektischen Partikel weisen unterschiedliche Aspektverhältnisse auf, die von gleichmäßig facettierten bis zu langgezogenen Strukturen reichen. Die größeren primär-Siliziumkristalle sind dagegen unregelmäßiger geformt. Es sind oktaedrische und verzweigte Strukturen vorhanden. Im wärmebehandelten Zustand nach 360 °C nimmt die Sphärizität durch Vergrößerung der Partikel zu. Makroskopisch verhält sich der Werkstoff durch die Anordnung, Größe und Verteilung der Partikel isotrop. Dies wird für Werkstoffe mit nahezu sphärischen Partikeln in der Literatur beschrieben [136].

Es wurde gezeigt, dass sich eine Mikrostruktur im Material einstellt, die durch das Gleichgewichts-Phasendiagramm nicht beschrieben wird. Grund hierfür ist die hohe Abkühlgeschwindigkeit im SLM Prozess, sowie die grundsätzliche Unterkühlungsneigung hypereutektischer AlSi-Legierungen [102]. Das Eutektikum weist Strukturen im Nanometerbereich und entsprechende Abstände der Si-Partikel auf. Die in der Gefügeanalyse bestimmte eutektische Zusammensetzung von ca. 26,5 % liegt deutlich über der Gleichgewichtszusammensetzung des eutektischen Gemisches.

Die primären Siliziumkristalle sind mit Größen unter 2  $\mu\text{m}$  deutlich kleiner, als es in der Literatur angegeben wird. Hier finden sich – auch unter Zugabe von Legierungselementen, die eine Feinung hervorrufen, wie Strontium oder Natrium – keine Kristallitgrößen in diesem Bereich. In [93] werden beispielsweise 10  $\mu\text{m}$  bei der Legierung AlSi16 und Abkühlraten von maximal 200  $\text{Ks}^{-1}$  gemessen. In [137] wurden bei AlSi20 und einer Abkühlgeschwindigkeit von 35  $\text{Ks}^{-1}$  unter Zugabe von Phosphor zur Verfeinerung ca. 13  $\mu\text{m}$  erreicht. In gegossenen hypereutektischen AlSi-Werkstoffen werden Größen der primär-Siliziumpartikel von mehreren 100  $\mu\text{m}$  gemessen [138].

Die Form des Primärsiliziums ist oft oktaedrisch, was in der Literatur als Effekt einer

überhitzten Schmelze beschrieben [94] und ebenfalls durch hohe Abkühlgeschwindigkeiten begünstigt wird (auch beobachtet bei AlSi25 [139]). Gegen eine starke Schmelzüberhitzung spricht das deutlich unterschiedliche Größenverhältnis von primär-Silizium und Eutektikum. Der Effekt einer hohen Schmelzüberhitzung ist eine Homogenisierung des Gefüges durch starke konvektive Bewegung in der Schmelze [93, 137]. Eine hohe Abkühlgeschwindigkeit begünstigt dagegen ein inhomogenes Gefüge. Die Anwesenheit von  $\alpha$ -Aluminium um die Primär-Siliziumpartikel ist ein Indiz für eine Unterkühlung der Schmelze und eine Abreicherung an Si um die wachsenden primär-Siliziumpartikel. Sternförmige Siliziumkristalle, wie sie durch langsamere Abkühlung und hohe Temperaturen in der Schmelze entstehen, konnten vereinzelt in der Nähe von großen Poren oder in den ersten Schichten über den Support-Strukturen beobachtet werden. An diesen Stellen ist die Abkühlung durch Poren bzw. loses Pulver gehemmt, die effektive Abkühlrate ist lokal geringer.

Durch eine Wärmebehandlung über einen Zeitraum von 6 h setzt ab einer Temperatur von 300 °C eine nachweisbare Vergrößerung ein. Die primär-Siliziumkristalle reduzieren ihre facettierte Erscheinung und nehmen rundere Formen an. Das eutektische Gefüge ist nach einer Temperierung bei 360 °C stark vergrößert. Die Partikelanzahl reduziert sich drastisch und es finden sich neben den primär-Siliziumpartikeln runde kleinere Partikel, die sich durch Vergrößerung gebildet haben. Die Triebkraft für die Vergrößerung ist eine Reduzierung der Grenzflächen und damit eine Senkung der Grenzflächenenergie. In der Literatur wird eine Einformung des Eutektikums, bzw. eine Formänderung von länglichen Partikeln zu runden Formen beschrieben. Dies wird allerdings erst bei deutlich höheren Temperaturen und längeren Haltezeiten beobachtet. In [140] wurde Al6Si3,5Cu über einen Zeitraum von bis zu 40 h bei 470 °C temperiert. Es konnte eine deutliche Vergrößerung des Eutektikums von Partikelgrößen unter 5  $\mu\text{m}$  auf über 15  $\mu\text{m}$  sowie eine Annäherung an kreisrunde Formen gemessen werden. In [141] wurde gegossenes AlSi12,6 bei der eutektischen Temperatur von 577 °C für 3 h gehalten. Beobachtet wurde und eine deutliche Formänderung von nadelförmigen zu sphärischen Partikeln.

Eine Formänderung des Eutektikums bei Temperaturen um 200 °C wurde in der Literatur bei AlSi1,7 und AlSi50 beobachtet [83, 91, 142]. Auch wird eine Ausscheidung zwangsgelösten Siliziums beschrieben, das durch hohe Abkühlraten im  $\alpha$ -Mischkristall gelöst ist. Ein ähnlicher Verlauf wurde in [142] bei der Legierung AlSi7 beobachtet. Gemessen wurde eine Abweichung des thermischen Ausdehnungskoeffizienten zu höheren Werten. Der Grund wird auch hier bei der Ausscheidung von zwangsgelöstem Silizium



bei höheren Temperaturen gesehen. Die CTE-Messung von Reinaluminium zeigte dieses Verhalten nicht. Die verwendete AlSi7 Legierung wurde durch Squeeze Casting hergestellt. Der Grund für die Erhöhung des CTE durch Ausscheidung des Siliziums wird in der größeren Raumfüllung des Siliziumgitters gesehen.

In [143] wurde ein übersättigter  $\alpha$ -Mischkristall mit bis zu 2,5 % Siliziumgehalt bei der eutektischen AlSi Legierung ermittelt. Dies wurde durch eine Abkühlgeschwindigkeit von  $10^5 \text{ Ks}^{-1}$  erreicht, was in einer Unterkühlung von 100 K und einer Verschiebung der eutektischen Zusammensetzung zu Werten von bis 20 % resultierte. Der Partikelabstand der eutektischen Siliziumkristallite betrug etwa 1  $\mu\text{m}$  bei der maximalen Abkühlgeschwindigkeit. Zum Vergleich sind in dieser Arbeit Abstände von unter 100 nm messbar, siehe Abb. 32. Die Abkühlgeschwindigkeiten beim SLM bewegen sich im Bereich von  $10^4$  bis  $10^6 \text{ Ks}^{-1}$  [37–39].

Die in dieser Arbeit gemessenen geringen Größen und Abstände der Siliziumpartikel des Eutektikums und die mittleren primär-Silizium Partikelgrößen deuten auf sehr hohe Abkühlgeschwindigkeiten hin. Wie in Kap. 6.1.2 gezeigt wurde, findet die Vergrößerung des Eutektikums bei Temperaturen von 240 °C noch nicht statt, sondern wurde bei höheren Temperaturen um 300 °C erstmals im Gefüge sichtbar. Bei 360 °C erscheint die Umwandlung deutlich fortgeschritten. Facettierte eutektische Partikel sind nicht mehr erkenntlich, stattdessen finden sich neben primär-Silizium wenige sekundäre Siliziumpartikel, die größer als die ursprünglichen Partikel und durch Vergrößerung entstanden sind. Die Vergrößerung erfolgt deutlich schneller als es in der Literatur beschrieben wird. Eine Abweichung des CTE im Bereich über 200 °C, wie in den o. g. Arbeiten gezeigt, wurde in dieser Arbeit ebenfalls beobachtet. Eine mögliche Erklärung ist eine Übersättigung des  $\alpha$ -Mischkristalls mit Si im as-built Zustand durch die hohen Abkühlgeschwindigkeiten während des SLM. Die Abweichung des CTE tritt nur bei der ersten Messung im as-built Zustand auf. Dies ist plausibel, da durch die geringen Abkühlraten (1 K/min) bei der Messung keine erneute Übersättigung entsteht.

Ein mit Si übersättigter  $\alpha$ -Mischkristall zeigt eine verringerte Gitterkonstante. Diese kann in Abhängigkeit des Anteils von Si nach der Vegardschen Regel berechnet werden, siehe (7.1).

$$a_{\text{AlSi}} = \chi_{\text{Al}} a_{\text{Al}} + (1 - \chi_{\text{Al}}) a_{\text{Si}} \quad (7.1)$$

Die Gitterkonstanten  $a_0$  von Aluminium und Silizium betragen 404,950 pm und 543,102 pm. Um die resultierende Gitterkonstante  $a_{\text{AlSi}}$  zu berechnen, muss die respektive Gitter-

konstante von Silizium im Gittertyp des Mischkristalls (kubisch flächenzentriert) ermittelt werden. Der Atomradius von Silizium mit metallischem Bindungscharakter beträgt 131,6 pm [144]. Die resultierende Gitterkonstante ergibt sich zu  $a_{Si} = \frac{4r}{\sqrt{2}}$  und kann in Abhängigkeit der Konzentration von Silizium ( $1 - \chi_{Al}$ ) berechnet werden. Im Ergebnis sinkt  $a_{AlSi}$  des  $\alpha$ -Mischkristalls linear um etwa 0,33 pm pro enthaltenem Prozent Silizium. Die Änderung der Gitterkonstante kann als Dehnung interpretiert werden, die bei der Lösung oder Ausscheidung von Si im Aluminiumgitter auftritt.  $a_{AlSi}$  erhöht sich mit sinkendem Siliziumgehalt, dies wird im Dilatometer als zusätzliche Dehnung gemessen und erhöht scheinbar den CTE.

Dem gegenüber steht eine Senkung des CTE durch ausgeschiedenes Silizium, das im Diamantgitter einen deutlich geringeren CTE als Aluminium aufweist. Der lineare thermische Ausdehnungskoeffizient eines partikelverstärkten isotropen Metall-Matrix Komposits  $\alpha_{comp}$  kann über eine Mischungsregel berechnet werden. Genauer ist jedoch das Modell nach Schapery [99], welches verschiedene elastische Konstanten der Komponenten berücksichtigt, siehe (7.2).

$$\alpha_{comp} = \alpha_p + (\alpha_m - \alpha_p) \frac{K_m(K_p - K_{eff})}{K_{eff}(K_p - K_m)} \quad (7.2)$$

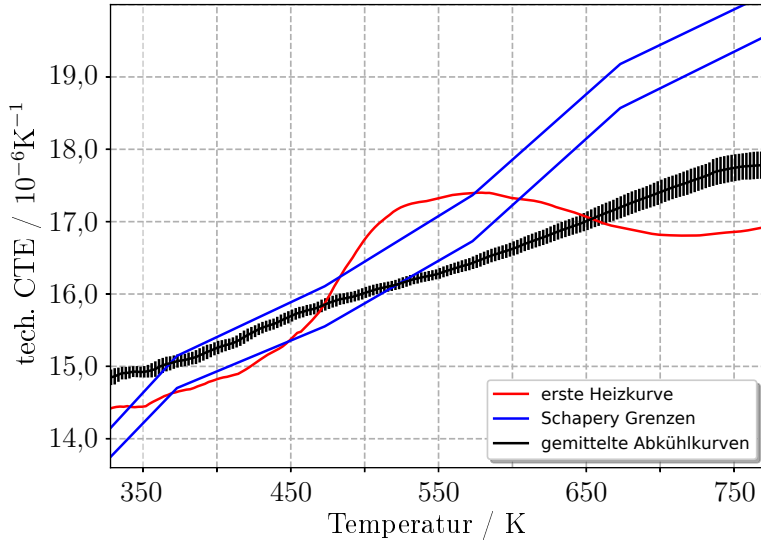
$\alpha_p$  beschreibt den linearen thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Verstärkungsphase (Si) und  $\alpha_m$  den der Matrix (Al). Durch Einsetzen der Kompressionsmoduln von Aluminium  $K_m$  und Silizium  $K_p$  und des effektiven Kompressionsmoduls  $K_{eff}$  ergeben sich Grenzen für den CTE des Werkstoffes. Die Kompressionsmoduln von Aluminium und Silizium können nach (7.3) aus den Elastizitätsmoduln  $E$  und Poissonzahlen  $\nu$  berechnet werden.

$$K = \frac{E}{3(1 - 2\nu)} \quad (7.3)$$

Die Werte für die Schubmoduln  $G$  wurden mittels (7.4) aus den Elastizitätsmoduln  $E$  und den Poissonzahlen  $\nu$  berechnet.

$$G = \frac{E}{2(1 + \nu)} \quad (7.4)$$

Der effektive Kompressionsmodul  $K_{eff}$  wird nach dem Komposit-Modell von Hashin und



**Abbildung 53:** CTE-Messkurven, eingeordnet in das Modell nach Schapery. Erste Heizkurve und gemittelte Abkühlkurven.

Shtrikman berechnet [145], siehe (7.5).

$$K_{\text{eff}} = K_m + \frac{V_p}{\frac{1}{K_p - K_m} + \frac{3V_m}{3K_m + 4G_m}} \quad (7.5)$$

Die Indizes  $p$  und  $m$  beschreiben Verstärkungsphase und Matrix,  $V_p$  und  $V_m$  geben die Volumenverhältnisse der Phasen wieder. Der effektive Kompressionsmodul kann in oberen und unteren Grenzen angegeben werden, die modellhaft die Einlagerung von Partikeln der Phase 2 in Phase 1 repräsentieren und umgekehrt. Die Werte für den umgekehrten Fall erhält man durch Wechseln aller Indizes in (7.5).

Um die CTE nach dem Modell (siehe (7.2)) zu berechnen, werden die Elastizitätsmoduln, Poissonzahlen und CTE von Aluminium und Silizium in Abhängigkeit der Temperatur benötigt. Diese wurden aus [97] entnommen. Abbildung 53 zeigt die gemessenen CTE-Kurven eingeordnet in die berechneten linearen thermischen Ausdehnungskoeffizienten nach dem Schapery-Modell. Die Messkurve verlässt den Bereich des Schapery Modells und weicht ab etwa 200 °C nach oben ab. Die maximale Abweichung des CTE zur unteren Schapery Grenze liegt bei etwa  $1 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ . Ab einer Temperatur von etwa 330 °C fällt der CTE und befindet sich folgend unterhalb des Modells.

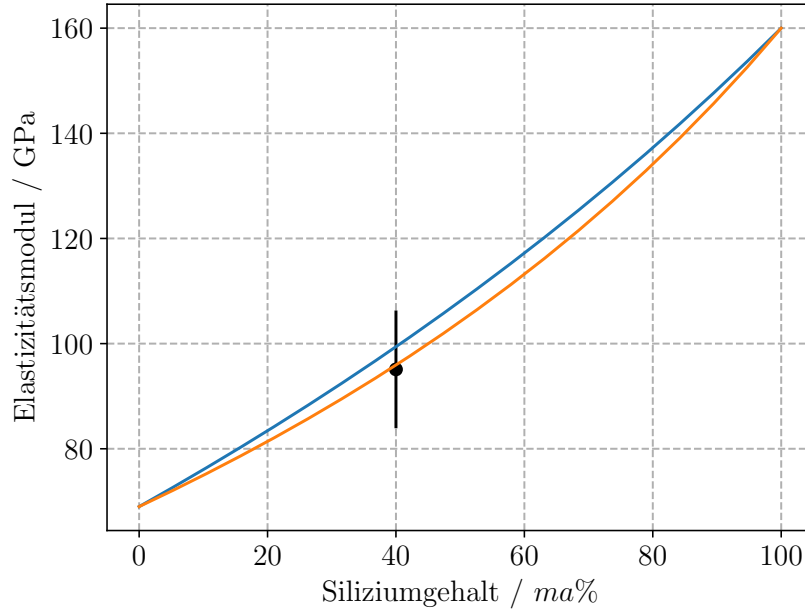
Der CTE nach Schapery bei 40 % Silizium beträgt zwischen  $15,5 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  und  $16,1 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ . Ausgehend vom CTE mit 40 % Silizium ohne gelöstes Si im  $\alpha$ -Mischkristall

wird eine Änderung von  $1 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  durch einen sinkenden Si-Gehalt in (7.5) und (7.2) und einen um den gleichen Betrag steigenden Gehalt in (7.1) und respektive (6.5) und (6.6) errechnet. Die Summe beider Beiträge entspricht  $1 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  bei einem Siliziumgehalt im Mischkristall von 0,3 %. Aus der Literatur wird ersichtlich, dass ein gelöster Anteil von Si in diesem Rahmen realistisch ist. Der fallende CTE ab einer Temperatur von  $330 \text{ }^\circ\text{C}$  lässt sich jedoch nicht erklären. In der Literatur wird von einer Wiederauflösung von Teilen des Siliziums gesprochen. In dieser Arbeit ist der fallende CTE allerdings – wie der vorangehende Anstieg – nur einmalig aufgetreten und konnte in Wiederholungsmessungen an der gleichen Probe nicht reproduziert werden. Dennoch liegt der gemessene CTE auch in den Wiederholungsmessungen ab Temperaturen von etwa  $250 \text{ }^\circ\text{C}$  unter den Grenzen des Schapery Modells. Eine Änderung der Gitterkonstante in Folge von Variationen der Konzentration von Silizium im Mischkristall könnte Abweichungen in diesem Ausmaß erklären.

Die Messungen des thermischen Ausdehnungskoeffizienten im niedrigen Temperaturbereich zwischen  $-190 \text{ }^\circ\text{C}$  und  $100 \text{ }^\circ\text{C}$  zeigten eine gute Reproduzierbarkeit und einen stetigen Verlauf. In [6] wurde der CTE von Nickel-Phosphor gemessen. Eine Legierung mit 12,6 % Phosphor zeigte einen CTE von  $(12,52 \pm 0,02) \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  im Temperaturbereich zwischen  $-185 \text{ }^\circ\text{C}$  bis  $20 \text{ }^\circ\text{C}$ . Mit 11,6 % Phosphoranteil liegt der CTE in diesem Bereich bei  $(12,66 \pm 0,02) \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ . In dieser Arbeit wurden Werte zwischen  $12,26 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  und  $12,93 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  gemessen. Die Ergebnisse der Wiederholungsmessungen jeder Probe zeigen deutlich geringere Abweichungen untereinander und liegen gemittelt bei  $(12,55 \pm 0,04) \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ . Dies stimmt nahezu exakt mit dem CTE von NiP 11,6 % P überein und zeigt die gute thermische Anpassung des additiv gefertigten AlSi40 Materials an die Nickel-Phosphor Polierschicht.

## 7.2 Mechanische Eigenschaften des Werkstoffes

**Elastischer Bereich** Die Ergebnisse aus den Zugversuchen zeigen Unterschiede der Festigkeit und Duktilität in verschiedenen Bauorientierungen des as-built Zustandes. Weiterhin wurde eine Senkung der Festigkeit durch Wärmebehandlung ermittelt. Vergleichsprüfungen nicht additiv hergestellten Materials ergaben geringere Festigkeiten. Der ermittelte Elastizitätsmodul ist gegenüber dem Literaturwert von Aluminium (69 GPa) erhöht und zeigt keine signifikante Tendenz zwischen Bauorientierungen oder thermischem Zustand. Zur Einordnung des gemessenen Elastizitätsmodul von 95,1 GPa kann das Modell nach Hashin und Shtrikman verwendet werden [145]. Der Elastizitätsmodul



**Abbildung 54:** Einordnung des Elastizitätsmoduls in das Modell nach Hashin und Shtrikman.

wird nach (7.6) aus dem Kompressionsmodul  $K$  und dem Schubmodul  $G$  berechnet:

$$E = \frac{9KG}{G + 3K} \quad (7.6)$$

Die untere und obere Grenze des effektiven Kompressionsmoduls werden nach (7.5) berechnet. Der effektive Schubmodul  $G_{\text{eff}}$  berechnet sich nach (7.7) mittels Schubmoduln  $G_m$  der Matrix und  $G_p$  der Verstärkungsphase, sowie deren Volumenanteil  $V_p$  und dem Kompressionsmodul  $K_p$  [145].

$$G_{\text{eff}} = G_m + \frac{V_p}{\frac{1}{G_p - G_m} + \frac{6(K_m + 2G_m)V_m}{5G_m(3K_m + 4G_m)}} \quad (7.7)$$

Die Werte für Schubmodul und Kompressionsmodul von reinem Aluminium und Silizium wurden mittels (7.3) und (7.4) aus den Elastizitätsmoduln  $E$  und den Poissonzahlen  $\nu$  berechnet (Literaturwerte siehe Kap. 2.4 und Kap. 6.5). Abbildung 54 zeigt eine Auftragung des gemessenen Elastizitätsmoduls, eingeordnet mit der oberen und unteren Grenze des Moduls nach dem Modell. Der gemessene Mittelwert befindet sich im Bereich der unteren Schwelle. Die hohe Unsicherheit in der Bestimmung des Elastizitätsmoduls durch den Zugversuch lässt keine Interpretationen hinsichtlich Unterschieden nach Charge oder Bauorientierung zu.

**Dehngrenze** Die mechanische Festigkeit wird maßgeblich durch die Mikrostruktur beeinflusst. Der Bereich der plastischen Verformung ist durch Versetzungsbewegungen definiert. Die Länge, über die sich Versetzungen ungehindert bewegen können, ist ein bestimmender Faktor für die Duktilität und die Verfestigungsneigung. Gitterfehler, wie Korngrenzen und die zum  $\alpha$  Mischkristall inkohärente Siliziumphase wirken als Hindernisse, die zum Aufstauen von Versetzungen führen und weitere Bewegung erschweren oder verhindern. Der Abstand der Siliziumpartikel zueinander ist damit ein bestimmendes Maß für die Festigkeit (Dispersionshärtung). Kleinere Si-Partikel können zur Generierung von Versetzungsringen führen (Orowan Mechanismus) und behindern die Versetzungsbewegung. Große (primär-Si) Partikel können nicht überwunden werden.

Die Dehngrenze  $\sigma$  in einem durch Partikel verfestigten Werkstoff kann durch (7.8) angegeben werden [146]. Diese ist abhängig vom Schubmodul  $G$ , dem Burgersvektor  $b$  und dem mittleren Abstand der Partikel  $\ell_{\text{Si}}$ , der die ungehinderte Versetzungsweglänge repräsentiert.

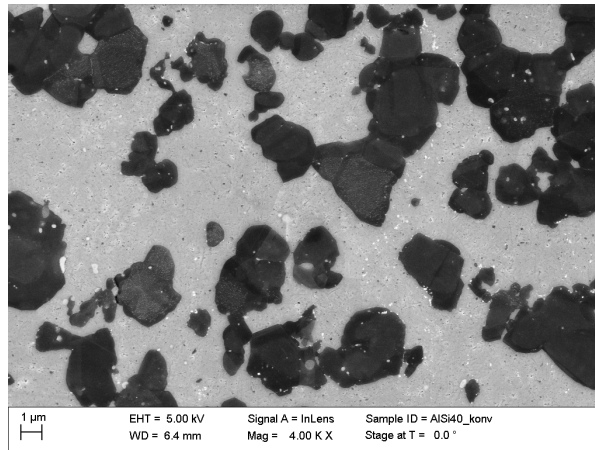
$$\sigma = \sqrt{\frac{G_{\text{Al}}G_{\text{Si}}b}{2\ell_{\text{Si}}C}} \quad (7.8)$$

Die Konstante  $C$  beträgt laut Ansell und Lenel etwa 30, wenn eine plastische Deformation der Partikel nicht bei Spannungen kleiner der Bruchspannung des Werkstoffs stattfindet. Eine plastische Deformation von Silizium ist aufgrund des Diamantgitters nicht gegeben, sodass die Konstante mit einem Wert von 30 angenommen wird. Der Betrag des Burgersvektors von Aluminium errechnet sich nach (7.9) aus den Miller'schen Indizes  $h, k, l$  und der Gitterkonstante  $a_0$  (siehe Kap. 2.4).

$$|\mathbf{b}| = \frac{a_0}{2} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \quad (7.9)$$

Die Versetzungen in einem fcc-Kristall wie Aluminium bewegen sich entlang der  $\langle 110 \rangle$  Richtungen auf (111) Ebenen. Die Länge des Burgersvektors beträgt damit 0,29 nm. Der Schubmodul von Aluminium nach (7.4) beträgt 25,75 GPa, der des Siliziums 65,57 GPa.

Der as-built Zustand des additiv gefertigten Werkstoffs zeigt einen Median der Partikelabstände von 119,6 nm (siehe Kap. 6.1.4). Für diese Charge ergibt sich nach (7.4) eine Dehngrenze von 261 MPa. Die Betrachtung des Streuungsintervalls liefert Werte zwischen 162 und 421 MPa. Der Vergleich des Medians mit den ermittelten Dehngrenzen (Kap. 6.3) zeigt eine gute Übereinstimmung. Im wärmebehandelten Zustand wurde ein Partikelabstand von 1,16  $\mu\text{m}$  gemessen. Die rechnerische Dehngrenze nach (7.8) liegt



**Abbildung 55:** REM-Aufnahme (4000 $\times$ ) einer AlSi40 Oberfläche des durch “melt-spinning” hergestellten Werkstoffs.

auf Basis dieses Abstandes bei 84 MPa. Das Streuungsintervall von  $[0,46 - 2,95]$   $\mu\text{m}$  ergibt einen Bereich von 52 bis 133 MPa. Die experimentell bestimmte Dehngrenze ist mit ca. 180 MPa höher als der rechnerische Wert.

Die Dehngrenze des durch “melt-spinning” hergestellten Werkstoffs ist mit 135,2 MPa geringer als die des wärmebehandelten additiv gefertigten Werkstoffs. Durch das heißsostatische Pressen wird eine Mikrostruktur erzeugt, die größere Siliziumpartikel enthält als der additiv gefertigte Werkstoff. Abbildung 55 zeigt die Mikrostruktur des durch “melt-spinning” hergestellten Werkstoffs im Rasterelektronenmikroskop. Die Vergrößerung ist identisch zu Abb. 24 und Abb. 28 rechts. Die Partikel besitzen einen mittleren Durchmesser von 3,97  $\mu\text{m}$ . Eine Auswertung der mittleren Abstände (vgl. Kap. 6.1.4) der Si-Partikel ergibt einen Median von 2,31  $\mu\text{m}$  und ein Streuungsintervall von 0,84 bis 6,40  $\mu\text{m}$ . Für die Dehngrenze nach (7.8) ergibt sich ein Wert von 59,4 MPa mit einem Bereich nach dem Streuungsintervall der Abstände von 36 bis 99 MPa. Durch den größeren Abstand lässt sich eine weiter sinkende Festigkeit erklären. Die Dehngrenze ist jedoch bei wärmebehandeltem additiv hergestelltem Werkstoff und konventionell hergestelltem Werkstoff höher als durch das Modell errechnet wurde.

Zusätzliche Beiträge zur Verfestigung könnten durch Kornfeinung und Mischkristallhärtung hervorgerufen werden [127, 147]. Hohe Abkühlgeschwindigkeiten wie sie beim SLM und dem “melt-spinning” auftreten, begünstigen beide Prozesse. Die dilatometrischen Messungen legen weiterhin nahe, dass eine Mischkristallhärtung auftritt. Um Daten über diese Mechanismen zu erhalten, sind weitere Untersuchungen notwendig. Die Verfestigung durch Kornfeinung kann anhand der Messung von Kristallitdurchmessern in der Aluminiumphase bestimmt werden. Dies ist durch eine Messreihe mit gezielter Ver-

größerung der Kristalle mittels Wärmebehandlung realisierbar. Durch die Auftragung der gemessenen Dehngrenzen über die reziproke Wurzel des Kristallitdurchmessers kann eine Gerade angepasst werden, deren Anstieg der Hall-Petch Konstante entspricht.

Die Form der Verstärkungsphase besitzt ebenfalls einen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften. In [141] wurde der Einfluss einer Einformung des eutektischen Siliziums durch Temperatur auf die mechanischen Eigenschaften beschrieben. Die Zugfestigkeit sinkt demnach in der eutektischen Legierung (12,6 ma% Si) durch die Formänderung um 8,2 % und die Bruchdehnung erhöht sich um 79,4 %.

Die Ergebnisse der mechanischen Festigkeit können mit einigen Resultaten aus der Literatur verglichen werden [85]. Aufgrund nicht vorhandener Angaben zur Durchführung des Zugversuchs und insbesondere zur Ermittlung der Dehngrenze, können nur die Zugfestigkeit und maximale Dehnung verglichen werden. In der liegenden ( $0^\circ$ ) Orientierung wurden in dieser Arbeit höhere Zugfestigkeiten (Literatur: 372 MPa). Die  $90^\circ$ -Orientierung wurde in der Literatur im wärmebehandelten Zustand ( $400^\circ\text{C}$ , 6 h) und nach HIP getestet ( $R_m = 287$  MPa,  $Rp_{0,2} = 178$  MPa). In dieser Charge sind die Ergebnisse dieser Arbeit, obwohl kein HIP durchgeführt wurde, vergleichbar. Die Duktilität der getesteten Proben in der Literatur ist in allen Chargen geringer.

Die Messungen des Eigenspannungszustandes zeigen Zugspannungen in der Aluminiumphase und Druckspannungen in der Siliziumphase. Unterschiede sind je nach Ausrichtung der Probe während des Bauvorgangs zu beobachten. So zeigen stehend und unter  $45^\circ$  aufgebaute Proben einen Gradienten der Spannungen entlang der Längsachse, liegend gebaute Proben weisen keine Tendenz auf. Nach der Wärmebehandlung sind diese Gradienten nicht mehr nachweisbar und die Spannungen werden reduziert. Die Absolutwerte der Spannungen liegen sowohl im as-built als auch im wärmebehandelten Zustand weit unter der Dehngrenze des Materials. Einschränkend muss jedoch nochmals betont werden, dass die Werte aufgrund der genutzten Pulverreferenzmethode auf den Eigenspannungszustand des Pulvers zu beziehen sind. Eine Auswertung der Rohdaten mittels der Referenz-Gitterkonstante von Aluminium ist aufgrund der Indizien eines übersättigten Mischkristalls sowie der zu erwartenden Spannungen aufgrund unterschiedlicher CTE von Al und Si nicht sinnvoll.

### 7.3 Bedeutung der Porosität für die Zugfestigkeit

Die Porosität wurde mit einem mittleren Wert von 0,03 % bestimmt. Die Mehrzahl der Poren ist mit einem Durchmesser von  $< 50$   $\mu\text{m}$  klein, große Poren treten nur vereinzelt



auf. Die größte gemessene Ausdehnung liegt bei 490  $\mu\text{m}$ . Es zeigt sich eine systematische Ursache, die kleinere Poren betrifft und der Scanstrategie zugeordnet werden kann. Durch Anpassung des Hatch-Abstandes  $d_h$  könnte eine weitere Optimierung erfolgen. In Kap. 5.2.2 wurde gezeigt, dass es einen Bereich des Hatch-Abstandes gibt, der minimale Porosität zeigt (zwischen 0,75 und 0,85-facher Schmelzlinienbreite).

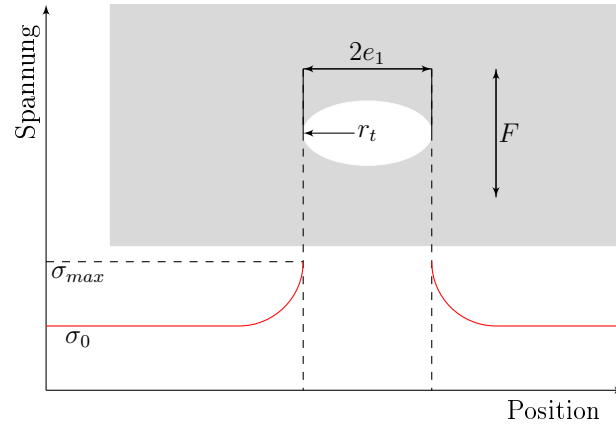
Größere Poren zeigen keine systematische Positionierung und treten daher zufällig auf. Die bevorzugte Ausdehnung in  $xy$ -Richtung - der Ebene, in welcher die Pulverschichten verarbeitet werden - deutet auf eine Fehlerursache bei der Beschichtung hin. Dies kann beispielsweise durch aufgewölbte Strukturen hervorgerufen werden, die mit dem Beschichter interagieren und somit eine einwandfreie Beschichtung verhindern. Auch kommt es im Prozess zu Schmelzspritzern, die von der Position der aktuellen Schmelze in das noch unbelichtete Pulverbett geschleudert werden können. Dort kann es dann zu Inhomogenitäten kommen, was Porosität verursacht, oder es können größere Partikel eingebaut werden. Auch kann es vorkommen, dass der Beschichter in der nächsten Schicht aufgrund eines Partikels einen linienförmigen Defekt in das Pulverbett einbringt.

Während sich die Dehngrenzen innerhalb der unterschiedlich orientierten Zugproben nicht unterscheiden, zeigt die Zugfestigkeit und maximale Dehnung im as-built Zustand sehr große Unterschiede. Im wärmebehandelten Zustand sind die Unterschiede der Zugfestigkeit nur noch sehr gering, die Duktilität unterscheidet sich weiterhin stark. Die Auswertung der Bruchflächen der im Zugversuch zerstörten Proben hat gezeigt, dass der Bruch immer von einer größeren Pore ausgeht. Die maximale Querschnittsverringernung in einer Ebene beträgt jedoch nur 0,25 %, sodass dies nicht der Grund für die unterschiedliche Zugfestigkeit, wie sie im Zugversuch ermittelt wurde, ist.<sup>20</sup> Vielmehr kommt die Form der Poren als Ursache für dieses Verhalten in Betracht. Die ungleichmäßige Ausdehnung resultiert in einer Kerbwirkung, die besonders bei den stehenden ( $90^\circ$ ) Proben in Erscheinung tritt, da der Porendurchmesser hier orthogonal zur Zugrichtung am größten ist. Die Ergebnisse aus den Zugversuchen zeigen, dass das Material in stehender Orientierung  $z$  die geringste Festigkeit und Duktilität besitzt. Dies kann auf die Anwesenheit der genannten Poren zurückgeführt werden. Auch die Aufnahmen der Bruchflächen bestätigen dies.

Bruchmechanisch kann eingeschlossene Porosität als Riss betrachtet werden. Die Art der Rissöffnung wird durch den Modus I beschrieben. Die effektive "Risslänge" wird durch die Lage der Poren im Bezug zur Richtung der angreifenden Kraft definiert. Durch die

---

<sup>20</sup>Die maximale relative Abweichung der Zugfestigkeit beträgt 21,6 % vom größten zum kleinsten gemessenen Wert.



**Abbildung 56:** Elliptische Pore im Querschnitt mit angreifender Kraft und resultierendem Spannungsverlauf (schematisch).

gemessene Ausrichtung und das niedrige Aspektverhältnis der Poren (siehe Abb. 36) besitzt eine Pore bei stehend gebauten Geometrien die größte Übereinstimmung mit einem Riss.

Die Spannungsüberhöhung  $\sigma_{max}$  durch eine ellipsoidale Pore kann mit (7.10) anhand der Normalspannung  $\sigma_0$ , halber Länge der Pore  $e_1$  und Radius der Pore an der Spitze  $r_t$  berechnet werden [148].

$$\sigma_{max} = \sigma_0 \left( 1 + 2\sqrt{\frac{e_1}{r_t}} \right) \quad (7.10)$$

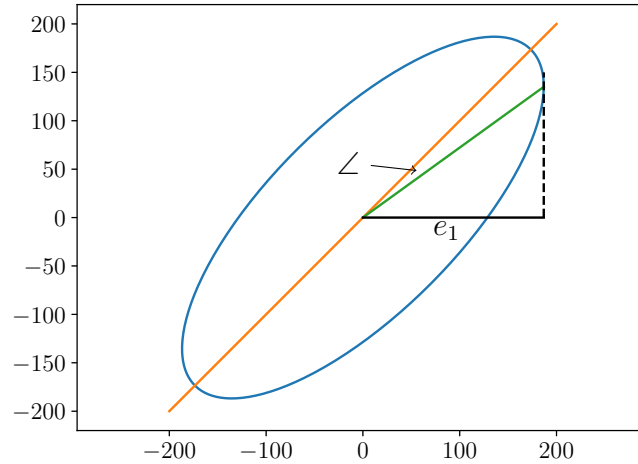
Abbildung 56 zeigt eine im Material eingeschlossene elliptische Pore schematisch. Die maximale Kerbwirkung wird anhand der größten gemessenen Pore aus dem CT-Scan (siehe Tab. 8) durch Approximation eines Ellipsoids abgeschätzt. Die Ausdehnung in den drei Raumrichtungen  $xyz$  und damit die doppelte Länge der Hauptachsen eines angenommenen Ellipsoids entsprechen  $420,0 \mu\text{m}$ ,  $490,8 \mu\text{m}$  und  $195,8 \mu\text{m}$ . Der Krümmungsradius  $r_t$  der Ellipse bei einem Winkel  $t$  berechnet sich nach (7.11):

$$r_t = \frac{(x'(t)^2 + y'(t)^2)^{\frac{3}{2}}}{x'(t)y''(t) - x''(t)y'(t)} \quad (7.11)$$

Die Ellipse wird durch (7.12) mit den Hauptachsen  $e_1$  und  $e_2$  beschrieben.

$$x(t) = e_1 \cdot \cos t \quad y(t) = e_2 \cdot \sin t \quad (7.12)$$

Es errechnet sich der minimale Krümmungsradius an der Stelle  $t = 0$  bzw.  $t = \pi$  ( $r_t$ , siehe Abb. 56) zu  $39,1 \mu\text{m}$ . Liegt die Pore um  $90^\circ$  gedreht in der Probe, wird der Ra-



**Abbildung 57:** Darstellung der um  $45^\circ$  gedrehten Ellipse mit resultierendem Winkel, der die Berandung der parametrischen Kurve beschreibt und effektiver Breite  $e_1$ .

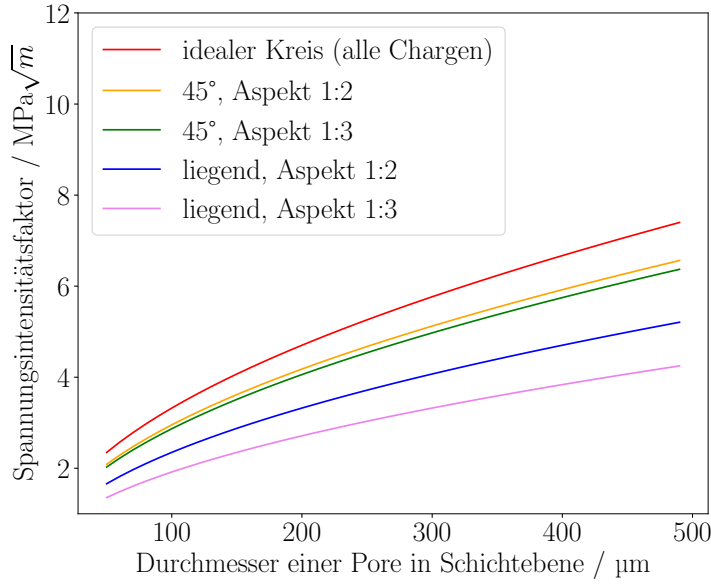
dius bei  $\pi/2$  wirksam, dieser beträgt  $615,1 \mu\text{m}$ . Die Erhöhung der Spannung beträgt nach (7.10) mit den genannten Ergebnissen  $6,0 \cdot \sigma_0$  bei stehenden ( $90^\circ$ ) und  $2,3 \cdot \sigma_0$  bei liegenden ( $0^\circ$ ) Proben. Die Kerbwirkung der  $45^\circ$ -Proben kann durch eine Rotation der Ellipse um diesen Winkel berechnet werden. Es ergibt sich mit  $\psi = 45^\circ$  und der Drehmatrix  $\begin{pmatrix} \cos \psi & -\sin \psi \\ \sin \psi & \cos \psi \end{pmatrix}$  eine gedrehte Ellipse mit einer effektiven Hauptachsenlänge von  $e_1 = 186,8 \mu\text{m}$ , siehe schematisch in Abb. 57. Der Winkel zwischen Porenspitze und Hauptachse beträgt  $9,13^\circ$  oder  $t = 0,051\pi$ . Der Radius an dieser Position entspricht  $47,1 \mu\text{m}$  und die Spannungsüberhöhung  $5,0 \cdot \sigma_0$ .

Es wird aus (7.10) ersichtlich, dass mit zunehmender Breite einer Pore und abnehmendem Radius  $r_t$  die Spannungsüberhöhung gegen einen unendlichen Wert tendiert. Dies bildet den Einfluss des Verhältnisses aus Breite zu Höhe der Poren ab. Der Grenzfall  $r_t \rightarrow 0$  beschreibt einen Riss.

Die Methode beschreibt sprödharte Werkstoffe (linear elastisches Verhalten ohne die Möglichkeit plastischer Verformung). Duktile Werkstoffe reagieren bei Erreichen der Streckgrenze an einer Kerbe mit plastischer Verformung und werden daher durch den Spannungsintensitätsfaktor abgebildet. Dieser beschreibt den Spannungsverlauf in der Umgebung einer Rissspitze und berechnet sich nach (7.13) [149].

$$K_I = \beta \sigma \sqrt{\pi e_1} \quad (7.13)$$

Der Parameter  $\beta$  ist ein geometrischer Korrekturfaktor, der die Ausdehnung der Pore



**Abbildung 58:** Spannungsintensitätsfaktor in Abhängigkeit des Durchmessers einer Pore in SLM-Schichtebene. Das Verhältnis des Durchmessers zur Ausdehnung der Pore in  $z$ -Richtung ist für zwei Werte aufgetragen.

$2e_1$  und Breite der Probe  $s$  in Beziehung setzt.  $s$  wird auf 4 mm (Durchmesser der Zugproben) festgelegt. Für einen eingeschlossenen, endlichen Defekt ergibt sich [150]:

$$\beta = \sqrt{\frac{\tan\left(\frac{\pi e_1}{s}\right)}{\frac{\pi e_1}{s}}} \quad (7.14)$$

Abbildung 58 zeigt eine Auswertung der Spannungsintensitätsfaktoren mit der mittleren gemessenen 0,2 % Dehngrenze von 267 MPa (als  $\sigma$  in (7.13)) (siehe Tab. 9) nach effektivem Porendurchmesser in der Schichtebene aus dem SLM Prozess im Bereich zwischen 50  $\mu\text{m}$  und 500  $\mu\text{m}$ . Der effektive Durchmesser ergibt sich aus der Orientierung der Probe und entsprechender Lage der Pore. Zusätzlich sind für jede Orientierung drei Kurven angegeben, die das Verhältnis aus Porendurchmesser zur Höhe der Pore in  $z$ -Richtung angeben. Dies reflektiert den Einfluss des Aspektverhältnisses der Poren. Das Verhältnis 1 : 1 entspricht dabei einem idealen Kreis (folglich sind die Werte für alle drei Orientierungen identisch).

Die Spannungsintensitätsfaktoren zeigen die Korrelation mit dem effektiven Porendurchmesser. Es ergeben sich ansteigende Werte in der Reihenfolge  $0^\circ$ ,  $45^\circ$ ,  $90^\circ$  bei Aspektverhältnissen von 1 : 2 und 1 : 3. Dies führt zu steigenden Spannungen an den Enden der Poren und senkt die Festigkeit. Das Aspektverhältnis besitzt bei liegenden Proben den größten Einfluss. Stehend gebaute Proben zeigen bei allen auftretenden Aspektver-

hältnissen immer den höchsten Spannungsintensitätsfaktor.

Auch im wärmebehandelten Zustand zeigen liegende Proben die höchste und stehende Proben die geringste Zugfestigkeit. Die Unterschiede sind allerdings deutlich geringer ausgeprägt. Eine Formänderung der Poren durch die Wärmebehandlung erscheint nicht plausibel. Eine mögliche Erklärung wäre ein überlagerter Effekt, der durch die Siliziumpartikel hervorgerufen wird. Auch facettierte große Partikel können eine Kerbwirkung entwickeln, die sich negativ auf die mechanischen Eigenschaften auswirkt. An der Grenzfläche einer Pore könnte dies zusätzliche Spannungen erzeugen. In Kap. 6.1.2 wurde gezeigt, dass der kantige Charakter der primär-Siliziumpartikel durch eine Wärmebehandlung reduziert wird, was die Kerbwirkung ebenfalls reduziert.

Einschränkend muss erwähnt werden, dass die Approximation einer Pore mittels eines Ellipsoids eine Vereinfachung darstellt. Weiterhin ist bekannt, dass mehrere Poren einer gegenseitigen Beeinflussung unterliegen, je nachdem, wie diese angeordnet sind [151]. Dieser Einfluss blieb in der Auswertung unberücksichtigt.

Um exakte Angaben zur Kerbwirkung der Poren machen zu können, ist eine Kombination aus Zugversuchen und vorheriger computertomographischer Untersuchung sinnvoll. Durch die Ermittlung von Form und räumlicher Verteilung der Porosität kann eine Auswertung auf Einzelprobenbasis erfolgen. Alternativ zur Näherung über eine Ellipse kann die Berechnung des Spannungsintensitätsfaktors auf Basis der Querschnittsfläche eines Defekts erfolgen. Diese Methode wird in der Literatur beschrieben [152] und ist durch CT-Untersuchungen möglich. Der messtechnische sowie Auswertungsaufwand ist jedoch sehr hoch, daher bleibt dies weiterer Forschung vorbehalten.

Das Auftreten anisotroper mechanischer Eigenschaften additiv gefertigter Bauteile wird auch in der Literatur beschrieben [32, 75, 85]. Eine häufig genannte Ursache sind Eigenspannungen im Werkstoff oder ein Einfluss des schichtweisen Aufbaus. In [36, 75] wird das mechanische Verhalten ursächlich einer erhöhten Porosität im Randbereich zugeordnet. Die Einordnung der gemessenen Porosität in die verfügbare Literatur zeigt, dass mit 0,03 % ein sehr guter Wert erreicht wurde. In [85] wurde bei AlSi40 eine Porosität von 0,3 % nach HIP erreicht. Als Messmethode fand Computertomographie Verwendung, sodass eine gute Vergleichbarkeit zu den Ergebnissen dieser Arbeit gegeben ist. In [51] wurde mittels archimedischem Prinzip ein Wert von 1,09 % nach HIP in der Legierung AlSi10Mg erreicht. Durch die Optimierung der Verarbeitungsparameter im SLM konnte in einer weiteren Studie die Porosität von AlSi10Mg auf 0,23% reduziert werden [34]. Hierbei kam die Auswertung von Schlifffbildern zum Einsatz.

Ein heissisostatisches Pressen wird aufgrund der geringen gemessenen Porosität des Materials in dieser Arbeit als nicht notwendig angesehen. Durch optimale Wahl der Parameter kann bereits ein sehr guter Wert erzielt werden. Wie die Literatur zeigt, kann die Porosität auch durch HIP nicht vollständig entfernt werden. Eine weitere Optimierung, die vor allem große Poren und Fehler im Pulverbett priorisiert, könnte durch eine Echtzeit-Überwachung des Prozesses erfolgen. Die zuverlässige Erkennung von Poren im sub-Millimeterbereich erweist sich jedoch als Herausforderung. In [153] wurde mittels Thermographie eine Auflösungsgrenze von etwa 490  $\mu\text{m}$  innerhalb einer SLM-Maschine erreicht.

## 8 Herstellung eines Metalloptik-Demonstrators

### 8.1 Beschreibung des funktionellen Designs

Zur Demonstration der Vorteile der additiven Fertigung von Metalloptiken wurde ein bereits existierendes massereduziertes Spiegelsubstrat ausgewählt, das durch einen neuartigen Designansatz weiter optimiert wird. Das vorhandene Design beruht auf klassischen Methoden und erreicht eine Massereduktion von ca. 20 %. Der Spiegel ist sphärisch konvex mit einem Krümmungsradius der Optikfläche von 201,4 mm und einer Apertur von 75,8 mm. Die Höhe beträgt 19 mm. Am Grundkörper befinden sich drei Haltestrukturen in 120° Anordnung und Bohrungen für die Aufnahme während der Fertigung. Das Modell wurde mit Hilfe der CAD-Software PTC Creo in der Version 2.0 erstellt.

### 8.2 Definition der Innenstruktur sowie Beschreibung der Konstruktionsrichtlinien hinsichtlich der additiven Fertigung

Das Selektive Laserschmelzen wird als Substitution der mechanischen Fräs- und Drehbearbeitung genutzt, um den Grundkörper für einen Spiegel herzustellen. Die Fertigung erfolgt endkonturnah, jedoch ist die geometrische Genauigkeit des SLM begrenzt und erreicht nicht die Allgmeintoleranzen der Klasse f (fein) nach ISO 2768. Daher ist eine Nachbearbeitung von Funktionsflächen zwingend erforderlich. Um diesen Schritt zu gewährleisten, werden entsprechende Flächen mit einem Aufmaß von mindestens 0,5 mm versehen. Bohrungen und Gewinde werden im Modell ausgeblendet und ebenfalls nachträglich durch spanende Bearbeitung eingebracht. Entsprechend erfolgt die Fertigung mit verschiedenen CAD-Modellen für additive Fertigung und mechanische Nachbearbeitung.

Die übrige Geometrie, so auch die innere Leichtgewichtsstruktur, wird auf Sollmaß gefertigt. Das massereduzierte Modell wird durch eine Fusion aus innerer Leichtgewichtsstruktur mit einem Schalenmodell des Vollspiegelsubstrats erzeugt. Das Schalenmodell besitzt Wanddicken von 2 mm auf Optikfläche und Rückseite, sowie 1 mm auf der Umfangsfläche. Bei der Ausgestaltung der Innenstruktur wird auf eine möglichst geringe Masse, sowie maximale Steifigkeit optimiert. Einschränkungen bestehen in der minimal möglichen Strukturbreite, die sich aus den Linienbreiten (siehe Kap. 5.2.1), der Notwendigkeit einer Konturfahrt und der Neigung der Geometrie im Bauraum ergibt. Es darf keine geschlossenen Hohlräume geben, da das im Teil verbleibende Pulver nach dem SLM restlos entfernt werden muss.

Die innere Struktur besteht aus zweidimensionalen Zellenstrukturen, da diese einen guten Kompromiss aus Stabilität und Massereduktion bieten. Das erzeugte Design ist aus unregelmäßigen Zellen aufgebaut, dessen Muster sich an Beispielen aus der Natur orientiert. Der Vorteil unregelmäßiger Zellenform ist eine erhöhte Steifigkeit im Vergleich zu regulären Zellen [154]. In einer Studie des Autors wurde ein Modell aus regelmäßigen Zellstrukturen mit einem Durchmesser von 10 mm aus AlSi12 hergestellt und bearbeitet [155]. Nach der Fertigung ließ sich ein Muster der Formabweichung auf der Optikfläche nachweisen, das mit der Leichtgewichtsstruktur korreliert.

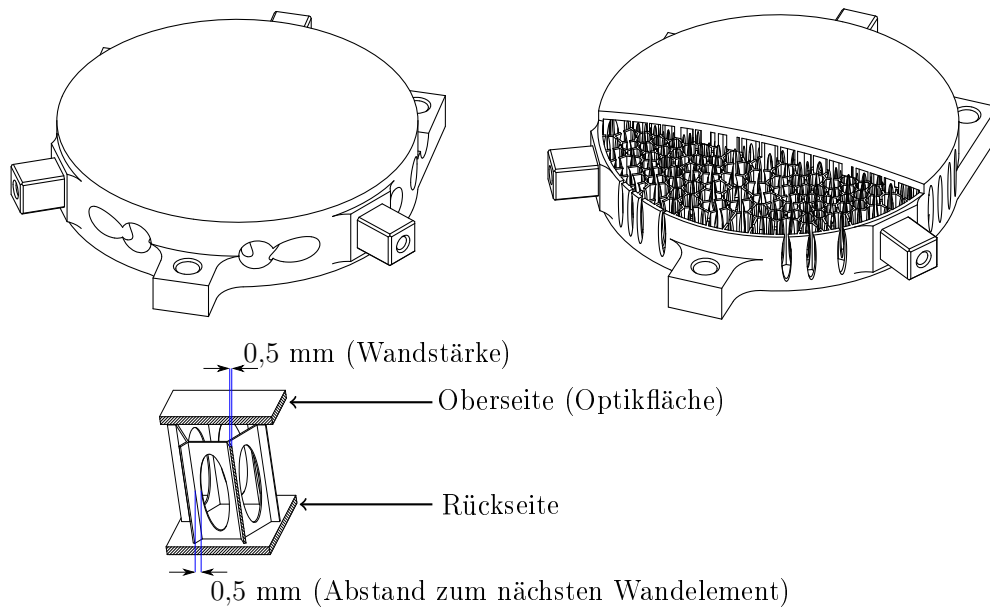
Der Zellendurchmesser wurde daher beim aktuellen Design auf einen Bereich von 3 mm bis 8 mm reduziert und im Bereich der äußeren Haltestrukturen zusätzlich verringert, um die Stabilität zu erhöhen. Abbildung 59 zeigt das Design des Spiegelsubstrats (rechts oben), sowie das klassische Modell (links oben) und eine schematische Einzelzelle der Leichtgewichtsstruktur (links unten).

Die optimierten Parameter im Selektiven Laserschmelzen (siehe Kap. 5) erlauben Strukturbreiten von unter einem Millimeter. Dies wird genutzt, um das Design mit einer minimalen Masse umzusetzen. Die Wandstärke der Zellen besitzt großen Einfluss auf die Gesamtmasse und wurde daher auf einen Wert von 0,5 mm festgelegt.

Die SLM-spezifisch notwendigen Entleerungsöffnungen werden auf jeder Zellenwand platziert. Dies senkt die Masse zusätzlich und ermöglicht die anschließende Reinigung der inneren Strukturen des Bauteils. Aufgrund des Aspektverhältnisses der Zellenwände (die Breite ist deutlich geringer als die Höhe, siehe Abb. 59 links unten) kommen elliptische oder mehrere kreisrunde Öffnungen in Betracht. Ellipsen minimieren kritische Überhanggeometrien im SLM-Prozess, die starke Pulveranhaftungen hervorrufen und werden daher bevorzugt eingesetzt. Die Höhe der Ellipsen ist konstant während die Breite an die Länge einer berandenden Zellenwand angepasst ist. Diese definiert sich nach der Länge der Wand abzüglich festen Abständen von 0,5 mm zur jeweils nächsten angrenzenden Wand (siehe Abb. 59 links unten). Die Öffnung der Innenstruktur nach außen erfolgt ebenfalls über elliptische Öffnungen auf der Umfangsfläche des Spiegelsubstrats. Diese werden zwischen zwei berandenden Zellenwänden auf der Innenseite positioniert.

Das beschriebene Design erreicht bei einer nahezu komplett geschlossenen Außenhülle des Spiegelsubstrats eine Massereduktion des Gesamtteils von 60,5 %. Die modellspezifisch maximal mögliche Massereduktion liegt bei 70,8 %. Dies ergibt sich, wenn bei gleichbleibender Wandstärke von Vorder-, Umfangs- und Rückfläche das gesamte Innenvolumen entfernt würde.



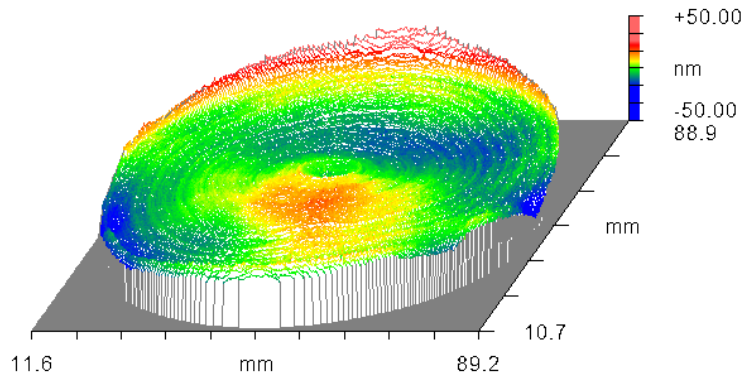


**Abbildung 59:** Links oben: massereduziertes Ausgangsdesign (Kreuzbohrungen). Rechts oben: massereduziertes Design für additive Fertigung mit Schnitt in der Oberfläche zur Darstellung der Leichtgewichtsstruktur. Unten links: Einzelzellenelement des additiven Designs (beliebiger Maßstab).

### 8.3 Mechanische Bearbeitung und Charakterisierung der optischen Qualität

Die additive Fertigung des Spiegelsubstrats erfolgt mit den in Kap. 5 festgelegten optimalen Parametern. Das Modell wurde im Bauraum um  $45^\circ$  geneigt. Nach der additiven Fertigung erfolgt eine Wärmebehandlung bei  $360^\circ\text{C}$  für 6 h. Währenddessen befindet sich das Bauteil noch auf der Bauplattform. Anschließend wird das Substrat mechanisch von der Bauplattform getrennt. Zunächst wird die Rückseite durch Fräsen bearbeitet, dabei werden auch Reste der Supportstrukturen entfernt. Danach werden die Haltestrukturen und die optische Funktionsfläche vorbearbeitet. Die Rückseite wird durch Läppen auf eine Ebenheit von  $< 2\ \mu\text{m}$  bearbeitet. Dies ermöglicht die Aufnahme des Spiegelsubstrats auf der ultrapräzisen Drehmaschine mittels Vakuumaufspannung.

Die Ultrapräzisionsfertigung wird im ersten Schritt durch Diamantdrehen der optischen Oberfläche realisiert. Die Beschichtung des Spiegelsubstrats mit Nickel-Phosphor ist der nächste Schritt. Es folgt erneutes Diamantdrehen auf der beschichteten Oberfläche. Die resultierende Formabweichung nach diesem Schritt wurde mit einem Interferometer gemessen und beträgt  $167,7\ \text{nm peak-to-valley (p.-v.)}$  bzw.  $26,6\ \text{nm rms}$ . Die Rauheit in einem Messfeld von  $140 \times 110\ \mu\text{m}^2$ , gemessen mittels Weißlichtinterferometer,



**Abbildung 60:** Formabweichung des Demonstrators nach dem finalen Polierprozess.

beträgt  $2,9 \text{ nm } S_q$ . Nach der Drehbearbeitung erfolgt die Korrektur der Formabweichung mittels magnetorheologischem Polieren und die Senkung der Rauheit durch Chemisch-Mechanisches Polieren. Nach der Fertigung wurde eine Formabweichung von  $79,9 \text{ nm p.-v.}$  bzw.  $7,3 \text{ nm } S_q$  erreicht. Abbildung 60 zeigt die Oberflächenformabweichung in Falschfarbendarstellung.

Die mittels Weißlichtinterferometer und Streulichtanalyse [156] ermittelte Rauheit in einem Messfeld von  $140 \times 110 \mu\text{m}^2$  liegt nach dem Polieren unter  $1,0 \text{ nm } S_q$  [157].

Die erreichte Formabweichung von  $7,3 \text{ nm rms}$  entspricht im visuellen Spektralbereich ( $400 - 700 \text{ nm}$ ) einer Abweichung von  $< \lambda/50$  und erfüllt somit die Anforderungen an eine beugungsbegrenzte Abbildung. Dies demonstriert die Anwendbarkeit der additiven Fertigung zur Erzeugung von Spiegelsubstraten durch Integration in eine etablierte Prozesskette. Abbildung 61 zeigt das Spiegelsubstrat nach dem Selektiven Laserschmelzen und Vorreinigung (links), sowie den bearbeiteten Spiegel nach der finalen Politur.



**Abbildung 61:** Spiegelsubstrat nach dem SLM auf Bauplattform (links) und nach dem finalen Polierprozess (rechts).

## 9 Richtlinien zur Additiven Herstellung eines Spiegelsubstrats aus AlSi40

Die vollständige Fertigungskette zur Herstellung einer massereduzierten Metalloptik aus der athermalen Werkstoffkombination AlSi40 + NiP mittels Additiver Fertigung für die Anwendung im visuellen Spektralbereich wird nachfolgend beschrieben.

- Zunächst wird ein Design festgelegt, das die zu realisierende Massereduktion aufweist. Sandwichstrukturen zeigen ein hervorragendes Verhältnis aus Stabilität und Masse. Bei einer Wandstärke der optischen Funktionsfläche von 2 mm sollten die Zellen zufällige Formen aufweisen und der Durchmesser auf maximal 8 mm begrenzt sein. Die Wandstärke der Zellen selbst kann mit einer unteren Grenze von 0,3 mm definiert werden. Die entspricht der doppelten Schmelzlinienbreite im SLM-Prozess. Ein Wert von 0,5 mm wird als optimal betrachtet, Wandstärken über 1 mm sind aufgrund der zunehmenden Masse nicht sinnvoll.
- Das Design wird in Vorbereitung für das Selektive Laserschmelzen mit Aufmaßen versehen. Der Querschnitt aller Flächen, die eine Nachbearbeitung erfordern, wird um 0,5 mm erhöht. Flächen, die mittels Support-Strukturen verbunden sind, werden um mindestens 1 mm verstärkt. Funktionselemente, wie Gewinde oder Bohrungen werden gefüllt und durch spanende Bearbeitung nach dem SLM eingebracht. Alle Zellen sowie die Umfangsfläche des Spiegelsubstrats erhalten elliptische Öffnungen zur Entfernung des Pulvers nach dem SLM. Die Form der Öffnungen minimiert kritische Überhangflächen und ermöglicht die Reinigung der inneren Strukturen.
- Im SLM-Bauprozess wird das Modell um 45° geneigt aufgebaut. Diese Ausrichtung erzeugt bei einem Sandwich-Design gleichmäßige Aufbauwinkel der inneren Wandstrukturen und der Vorder- und Rückseite. Die Support-Strukturen werden nicht auf der optischen Funktionsfläche des Modells platziert. Das verwendete AlSi40-Pulver sollte eine Partikelgrößenverteilung zwischen 20 bis 70  $\mu\text{m}$  aufweisen. Die Belichtung der Flächen des Modells im SLM-Prozess erfolgt in Schichten zu 25  $\mu\text{m}$  mit einer Laserleistung von 200 W und einer Scan-Geschwindigkeit von 1,3  $\text{ms}^{-1}$ . Konturen werden mit halbiertes Geschwindigkeit belichtet. Die Bauplattform wird konstant auf 200 °C geheizt. Die Intertisierung im Prozess wird mit Stickstoff einer Reinheitsklasse von 5.0 erzeugt. Befüllung, Verarbeitung und Entnahme des Pul-

vers müssen unter Sauerstoffabschluss erfolgen. Die Einhaltung dieser Richtlinien erzeugt eine Restporosität im Material von deutlich unter 0,1 %.

- Nach dem SLM wird das gebaute Substrat gereinigt und noch auf der Bauplattform bei 360 °C für mindestens 6 h unter einer Heiz- und Kühlrate von 10 K/h wärmebehandelt. Dieser Schritt erzeugt homogene Festigkeiten des Werkstoffs und senkt die Eigenspannungen. Dies verbessert die Stabilität des Materials und der Optik.
- Nach diesem Prozess erfolgt die mechanische Trennung von der Plattform. Im Anschluss werden durch CNC Bearbeitung Rückseite, Optikfläche, sowie Haltestrukturen überarbeitet. Die Rückseite wird auf eine Ebenheit von 2 µm geläpft. Es folgt ein erster ultrapräziser Drehprozess der optischen Funktionsfläche. Eine Formabweichung von < 3 µm p.-v. ist zunächst ausreichend. Das Substrat wird anschließend mit 50 bis 150 µm Chemisch Nickel Phosphor beschichtet. Innerhalb dieser Schichtstärke erfolgt ein weiterer ultrapräziser Drehprozess sowie eine Formkorrektur mittels MRF. Abschließend wird durch Chemisch-mechanisches Polieren die Rauheit weiter reduziert.
- Die intensive Reinigung und chemische Vorbehandlung in Vorbereitung der Beschichtung des Substrats mit NiP erhöht die Sauberkeit, da in diesem Schritt Pulverpartikel und Anhaftungen aufgelöst oder von der Schicht eingeschlossen werden.
- Für die Auslegung des Designs nach mechanischen Lasten kann ein Elastizitätsmodul von 95,1 GPa angegeben werden. Die 0,2 % Dehngrenze des Werkstoffs liegt unter Einhaltung des beschriebenen Verfahrens bei minimal  $174,3 \pm 2,1$  MPa. Aufgrund der hohen Genauigkeit optischer Komponenten wird empfohlen, durch entsprechende Auslegung die Spannungen auf Werte deutlich unter der Dehngrenze zu limitieren. Für metallische Komponenten im Weltraumeinsatz wird beispielsweise ein Sicherheitsfaktor von 1,4 angegeben [158].

## 10 Zusammenfassung und Ausblick

Die vorliegende Arbeit zeigt die Entwicklung von Prozessparametern für die Nutzung einer hypereutektischen Aluminium-Silizium-Legierung mit 40 Masseprozent Silizium in der additiven Fertigung und die Nutzung dieses Werkstoffes in Verbindung mit einer NiP-Funktionsschicht zur Herstellung von Metalloptiksubstraten.

Die Fertigung des AlSi40 Materials erfolgt aus Pulver durch Selektives Laserschmelzen. Die Verarbeitungsparameter, wie Laserleistung, Scan-Geschwindigkeit und Belichtungsmuster wurden erarbeitet. Es konnte durch Optimierung der Prozessparameter und der Lasersteuerung eine Porosität von 0,03 % erreicht werden. Die verbleibende Porosität wurde mittels dreidimensionaler Computertomographie untersucht. Mit dieser Methode konnte eine systematische und eine zufällige Restporosität unterschieden werden. Der systematische Anteil korreliert mit dem Muster der Belichtungsstrategie. Durch eine weitere Optimierung des Hatch-Abstandes  $d_h$  in Grenzen zwischen 0,75- und 0,85-facher Schmelzlinienbreite könnte dieser Anteil weiter gesenkt werden.

Die Eigenschaften des erzeugten Werkstoffes weichen von denen des konventionell hergestellten Materials ab. Es wurde gezeigt, dass sich durch hohe Abkühlgeschwindigkeiten eine metastabile Mikrostruktur ausbildet, die durch eine anschließende Wärmebehandlung modifiziert wird. Die Resultate von einachsigen Zugversuchen zeigen eine erhöhte Festigkeit gegenüber konventionell hergestelltem AlSi-Werkstoff gleicher chemischer Zusammensetzung. Dies wird auf die Größe und Verteilung der Siliziumpartikel in der Mikrostruktur des Werkstoffes als Folge des Herstellungsverfahrens zurückgeführt. Verschiedene zugrundeliegende Verfestigungsmechanismen wurden beschrieben und diskutiert. Die genauere Quantifizierung der einzelnen Beiträge der Festigkeitssteigerung erfordert weitere Studien mit definierten mikrostrukturellen Merkmalen wie Kristallitgröße und Siliziumpartikelverteilung.

Die mechanischen Eigenschaften des Materials sind insbesondere von der Ausrichtung der Komponenten im Bauraum der SLM-Maschine abhängig. Dieses Verhalten konnte durch computertomographische Aufnahmen des Volumens auf das Auftreten von Porosität zurückgeführt werden. Diese besitzt charakteristische Formen, die Spannungsüberhöhungen im Material generieren, was makroskopisch zu einer unterschiedlichen Duktilität und Zugfestigkeit führt. Ein zusätzlicher Einfluss durch die Form und Größe der Siliziumpartikel wurde diskutiert. Die Gesamtporosität ist durch die Optimierung der Parameter sehr gering, sodass unter allen betrachteten Herstellungsbedingungen eine erhöhte Festigkeit gegenüber konventionellem Material verbleibt.

Messungen der Eigenspannungen des Materials wurden im Volumen durchgeführt und zeigten geringe Unterschiede in Abhängigkeit der verwendeten Orientierung während des Herstellungsprozesses. Es wurde nachgewiesen, dass diese Spannungen durch eine Wärmebehandlung reduziert werden können und die Unterschiede zwischen den verschiedenen Orientierungen infolge dessen nicht mehr nachweisbar sind. Dieses Ergebnis und die Homogenisierung der mechanischen Eigenschaften durch eine Wärmebehandlung bei 360 °C zeigen die Notwendigkeit einer thermischen Prozessierung nach dem SLM.

Der betrachtete AlSi40 Werkstoff ist in konventioneller Form bereits für die Fertigung von Metalloptiken etabliert. Die Vorteile dieses Werkstoffes sind eine durch den hohen Siliziumgehalt erhöhte Steifigkeit und ein reduzierter thermischer Ausdehnungskoeffizient. Gegenüber klassischen Aluminiumlegierungen ist der CTE auf eine funktionelle Schicht (Nickel-Phosphor) für Optiken angepasst, die im Polierprozess der Optikfertigung Rauheiten im sub-Nanometer Bereich ermöglicht und damit Anwendungen im visuellen Spektralbereich eröffnet. Durch Messungen der thermischen Ausdehnung konnte die Übereinstimmung des CTE von Substratmaterial und Polierschicht auch für den additiv gefertigten Werkstoff bestätigt werden. Die Differenz in einem Temperaturbereich zwischen  $-185\text{ °C}$  und  $20\text{ °C}$  beträgt etwa  $0,1 \times 10^{-6}\text{ K}^{-1}$ , was thermisch induzierte Verformungen minimiert.

Der Nutzen der Additiven Fertigung für Metalloptiken wurde anhand eines Demonstrators gezeigt. Die entwickelten Parameter zur additiven Fertigung sind für die Herstellung von Leichtgewichtsstrukturen mit Wandstärken ab 0,5 mm einsetzbar. Dies wurde genutzt, um eine verbesserte Leichtgewichtsstruktur, bestehend aus irregulären Zellengeometrien monolithisch in ein Metalloptikdesign zu integrieren. Dieses kann konventionell nicht gefertigt werden und erreicht eine Massereduktion des Gesamtteils von 60,5 %. Die spezifischen Anforderungen an das Selektive Laserschmelzen, wie Entleerungsöffnungen für verbleibendes Pulver und Überhangbereiche wurden beim Design berücksichtigt.

Das Metalloptiksubstrat wurde nach der additiven Fertigung durch eine etablierte Fertigungskette zu optischer Qualität bearbeitet. Hierbei kamen ultrapräzises Diamantdrehen, Chemische Vernicklung, sowie Magnetorheologisches und Chemisch-mechanisches Polieren zum Einsatz. Die erreichte Qualität der optisch wirksamen Oberfläche erlaubt eine Nutzung der Optik im visuellen Spektralbereich.

Durch das Potential des Selektiven Laserschmelzens zur Fertigung nahezu beliebiger Strukturen ist die Möglichkeit einer weiteren Steigerung der Massereduktion von Komponenten über alternative Leichtgewichtsstrukturen gegeben. Dreidimensionale Gitter-

strukturen ermöglichen eine Massereduktion von über 90 % gegenüber dem Vollvolumen. Nichtperiodische Gitterstrukturen (offenzellige Schäume) bieten eine höhere Steifigkeit<sup>21</sup> als regelmäßige Gitter [159]. Die Anpassung der Struktur an Lastfälle kann über die Dichte der Einzelzellen und den Durchmesser der Verbindungselemente gesteuert werden.

Komplexe innere Leichtgewichtsstrukturen erhöhen den Aufwand der Reinigung. Der Sauberkeit von Metalloptiksubstraten kommt eine hohe Bedeutung zu. Durch den pulverbasierten Prozess der Herstellung ist besondere Aufmerksamkeit notwendig. Es muss sichergestellt sein, dass Pulverpartikel, sowie schwach anhaftende Partikel restlos entfernt werden können. Somit wird vermieden, dass im Bauteil verbliebene Partikel während der Fertigung oder im Betrieb auf die optische Funktionsfläche gelangen. Offenzellige Schäume sind in dieser Hinsicht sehr gut für die anschließende Reinigung geeignet, da eine gute Durchströmung mit Flüssigkeiten gegeben ist.

Ein wichtiges Kriterium von optischen Komponenten ist die dimensionelle Stabilität. Konventionell hergestelltes AlSi40 wurde diesbezüglich untersucht [6]. Die Ergebnisse dieser Arbeit zeigen eine Stabilisierung des Materials nach einer initialen Wärmebehandlung bei 360 °C für 6 h. Weitere Untersuchungen der Stabilität nach zusätzlichen thermischen Zyklen im Bereich der Betriebs- und Lagertemperaturen sowie die Langzeitstabilität über mehrere Jahre sind geplant. Dies kann durch wiederholte Messungen der Oberflächenformabweichung nach thermischen Lasten mittels Interferometrie und in festen Zeitintervallen erreicht werden.

---

<sup>21</sup>spezifischer Elastizitätsmodul der Struktur

# Anhang

## Verwendete Software

In der vorliegenden Arbeit wurde die Auswertung von Messdaten mittels python 3.6, unter Verwendung der Pakete numpy [160], scipy [161] und math durchgeführt. Die Bearbeitung und Auswertung von Bildern erfolgte mit Hilfe des Pakets scikit-image [162]. Weitere Bildauswertungen sowie die Markierung von Partikeln in der Gefügeanalyse wurden mit der Software ImageJ [163] durchgeführt. Grafiken und Schemata wurden durch das python Paket matplotlib und durch das L<sup>A</sup>T<sub>E</sub>X-Paket tikz erzeugt [164, 165].

## Abkürzungen und Variablen

### Lateinische Buchstaben

$A$	Fläche
$a$	Gitterkonstante
$\mathbf{b}$	Burgersvektor
$d$	Durchmesser
$d_c$	Abstand Konturvektor zu Flächenvektor
$d_{ch}$	Längenkorrektur der Scanvektoren der Fläche
$d_h$	Hatch-Abstand
$d_{hkl}$	Gitterebenenabstand
$d_k$	Abstand Poren in Bezug zu Scan-Vektoren
$d_s$	Abstand Poren im Probenkoordinatensystem
$d_x, d_y, d_z$	Abmessungen in den Koordinatenrichtungen
$E$	Elastizitätsmodul
$E_L$	Laserenergie
$E_S$	Streckenenergie
$E_V$	Volumenenergiedichte
$e_1, e_2$	Länge der Hauptachsen einer Ellipse
$F$	Kraft
$G$	Schubmodul
$h, k, l$	Millersche Indizes
$I_y$	Flächenträgheitsmoment
$i$	Index
$j$	Index
$K$	Kompressionsmodul
$K_I$	Spannungsintensitätsfaktor
$k_1, k_2$	Index



$L$	Grad der Massereduktion
$\ell$	Länge
$M$	Messwert
$m$	Masse
$N_1, N_2$	maximaler Index
$n$	Anzahl
$P_L$	Laserleistung
$p$	Porosität
$Q_3$	Verteilungssumme
$q_3$	Verteilungsdichte
$R_m$	Zugfestigkeit
$Ra$	Arithmetische Mittenrauheit
$Rp_{0,2}$	0,2 % Dehngrenze
$r$	Radius
$S$	Nachgiebigkeitskonstante
$S_q$	Quadratische Mittenrauheit
$s$	Breite
$T$	Temperatur
$T_m$	Schmelztemperatur
$t$	Winkel (Parameterdarstellung)
$t_\ell$	Schichtdicke
$u$	Umfang
$V$	Volumen
$v_s$	Scan-Geschwindigkeit
$W$	Versagenswahrscheinlichkeit
$w$	Weibull-Modul

## Griechische Buchstaben

$\alpha_{CTE}$	Thermischer Ausdehnungskoeffizient
$\beta$	Formkorrekturfaktor
$\gamma$	Richtungskosinus
$\Delta T$	Temperaturänderung
$\delta$	Richtungskosinus
$\epsilon$	Dehnung
$\dot{\epsilon}$	Geschwindigkeitsregelung im Zugversuch
$\zeta$	Richtungskosinus
$\theta$	Einfallswinkel
$\lambda$	Wellenlänge
$\mu^*$	Geometrischer Mittelwert / Median
$\nu$	Querkontraktionszahl

$\sigma$	Spannung
$\sigma^*$	Geometrische Standardabweichung
$\phi$	Sphärizität
$\chi$	Molenbruch
$\psi$	Winkel

## Indizes

0	Ursprung
Al	Aluminium
comp	Komposit
eff	effektiv
hkl	Millersche Indizes
m	Matrix
max	maximal
p	Partikel
red	reduziertes Modell
Si	Silizium
t	Winkel (Parameterdarstellung)
voll	Vollmodell

## Abkürzungen

**CAD** Computer-aided design (computergestütztes Konstruieren)

**CMP** Chemisch-mechanisches Polieren

**CNC** Computerized numerical control (computergestützte numerische Steuerung)

**CT** Computertomographie

**CTE** Coefficient of thermal expansion (Thermischer Ausdehnungskoeffizient)

**DHT** Diskrete Hartley Transformation

**DSC** Differential scanning calorimetry (Differentialthermoanalyse)

**EDX/EDS** Energy dispersive X-ray spectroscopy (Energiedispersive Röntgenspektroskopie)

**FIB** Focused ion beam (fokussierter Ionenstrahl)

**HIP** Heißisostatisches Pressen

**MRF** Magnetorheological finishing (Magnetorheologisches Polieren)

**NiP** (Chemisch) Nickel-Phosphor

**p.-v.** peak to valley (Abstand höchster Punkt zu niedrigstem Punkt)

**REM** Rasterelektronenmikroskop

**rms** root mean square (quadratisches Mittel)

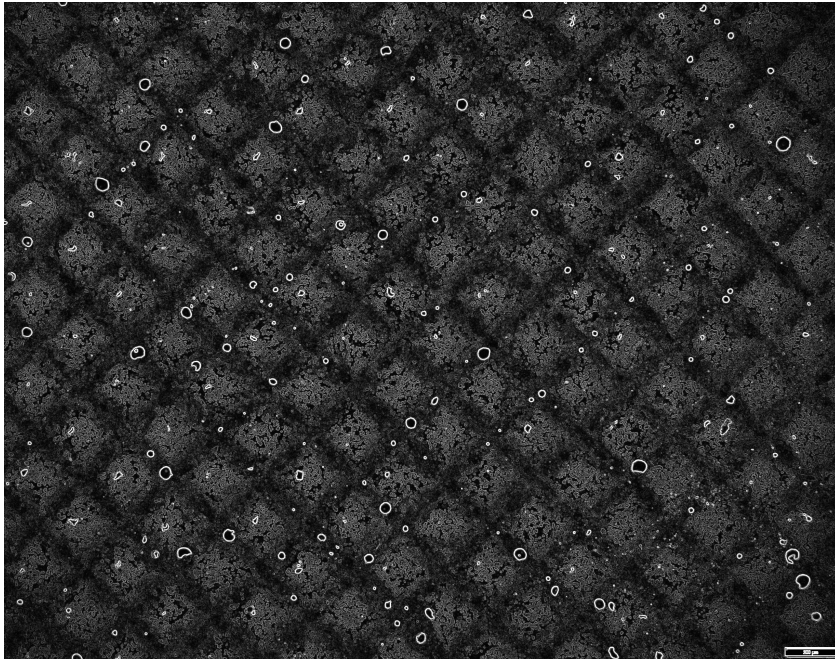
**SiC** Siliziumcarbid

**SLM** Selective Laser Melting (Selektives Laserschmelzen)

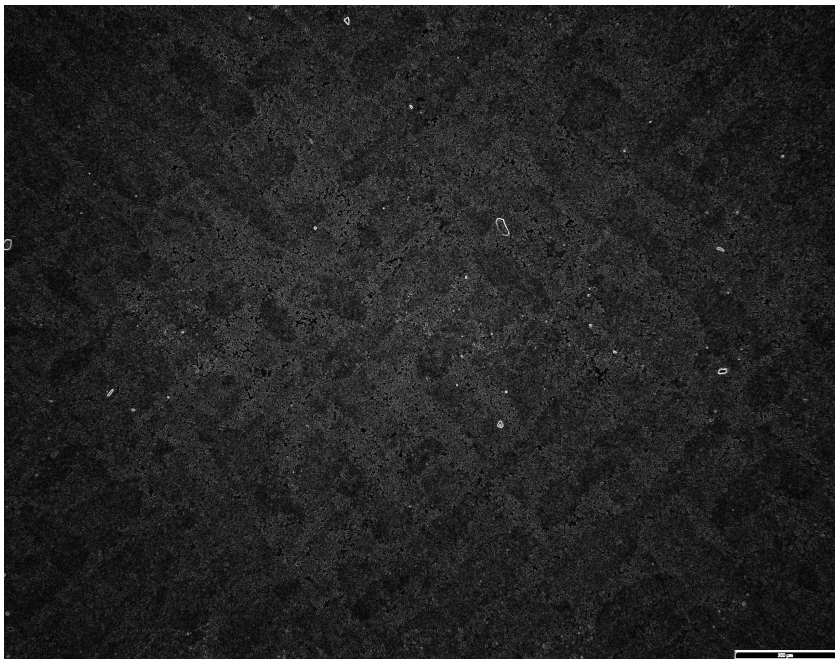
**STEM** Scanning transmission electron microscope  
(Raster-Transmissionselektronenmikroskop)

**STL** Standard tessellation language

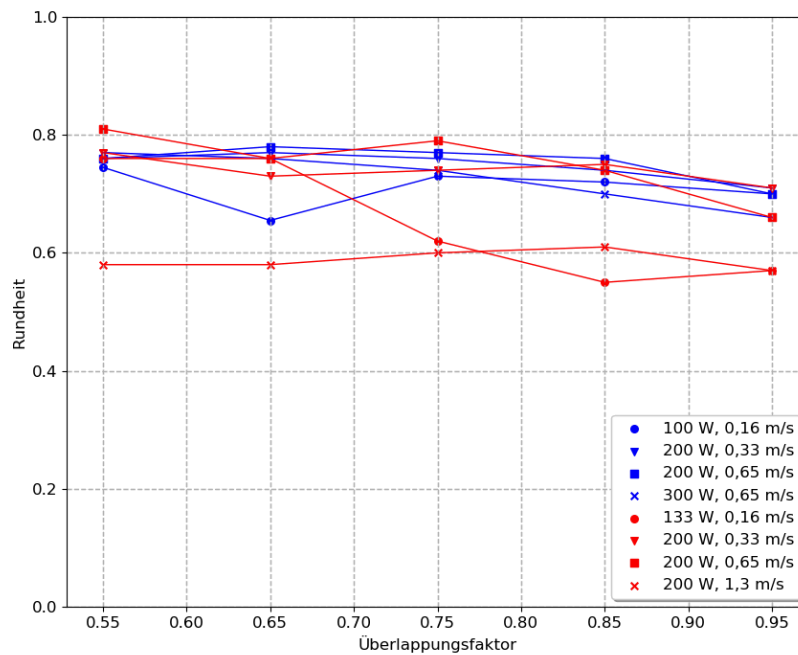
## Zusätzliche Abbildungen



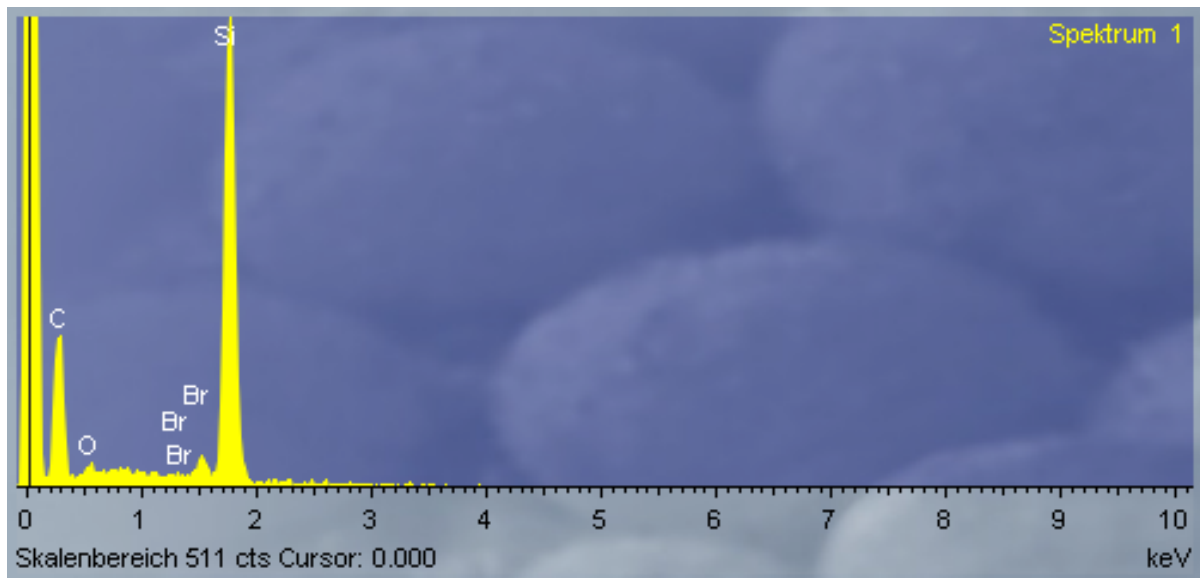
**Abbildung 62:** Parameterfeld: 300 W, 0,65 m/s, Spurbstand 85 %, mit Kantenfilter bearbeitete Aufnahme.



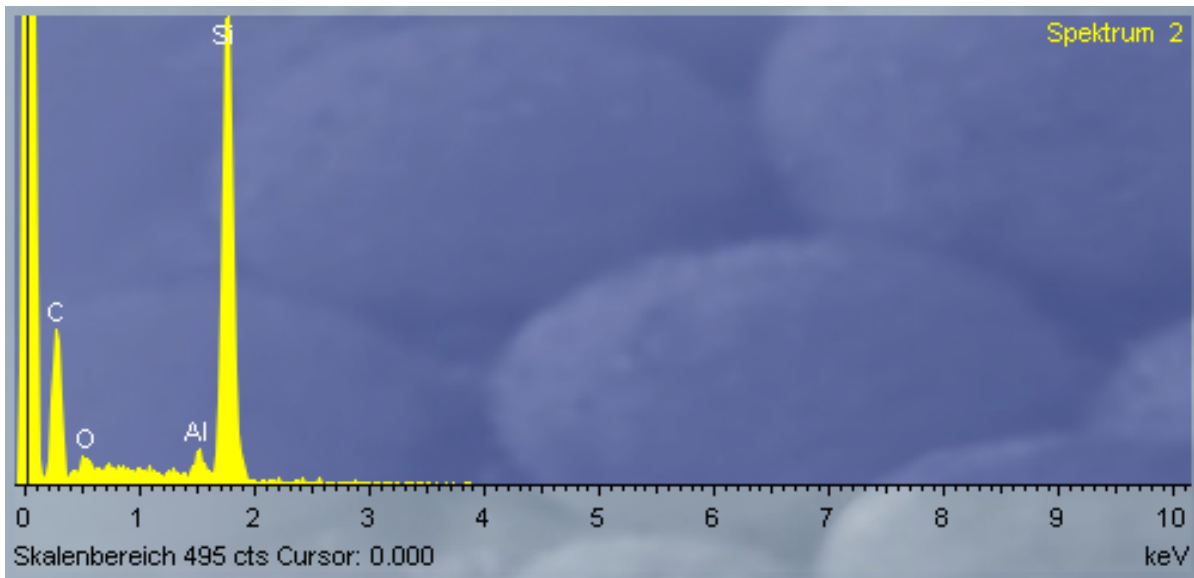
**Abbildung 63:** Parameterfeld: 200 W, 1,3 m/s, Spurbstand 85 %, Bild mit Kantenfilter bearbeitet, um Inhomogenitäten sichtbar zu machen.



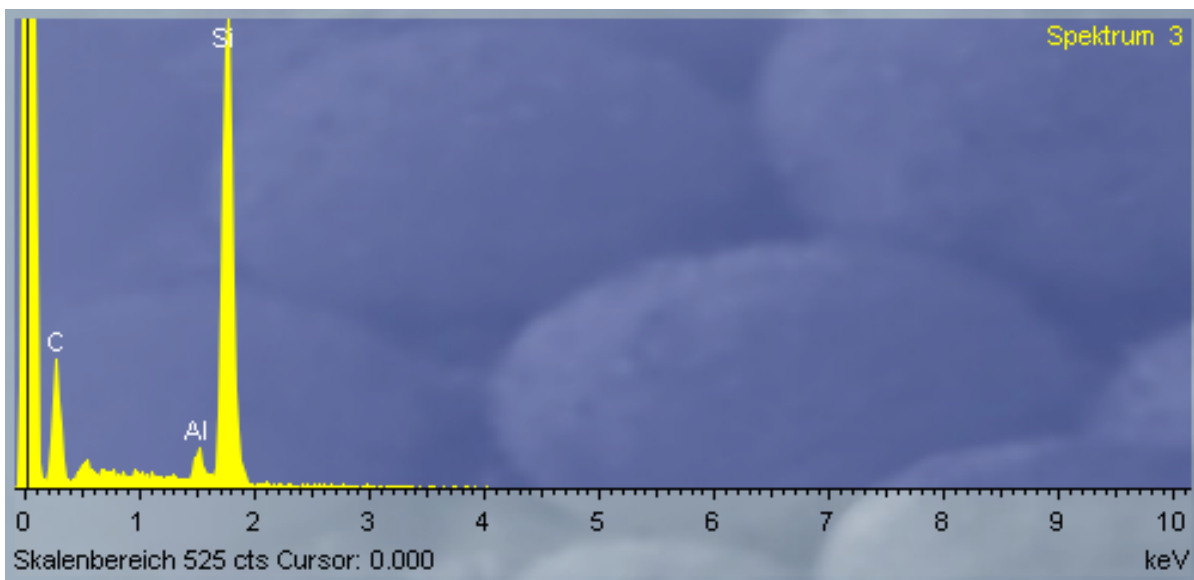
**Abbildung 64:** Übersicht der Rundheit der Poren nach Parametersatz und Überlappung der Einzellinien, blaue Markierungen entsprechen Parametern mit 50 µm Fokussdurchmesser, rote Markierungen geben 120 µm Fokussdurchmesser an.



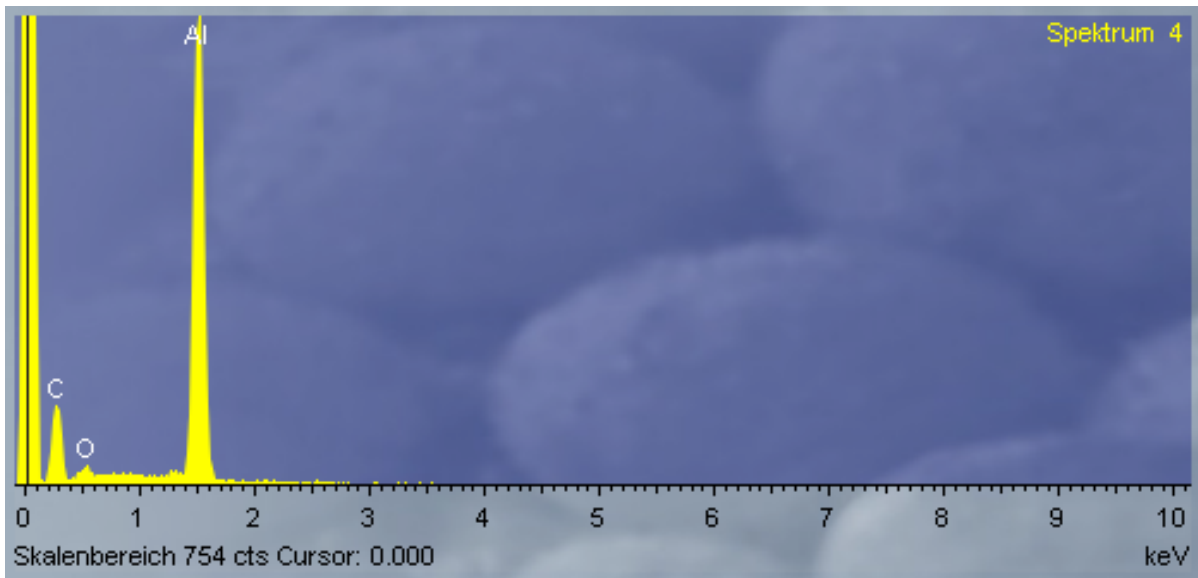
**Abbildung 65:** Vollständiges EDX-Spektrum additiv gefertigte Probe nach Wärmebehandlung, Messpunkt 1.



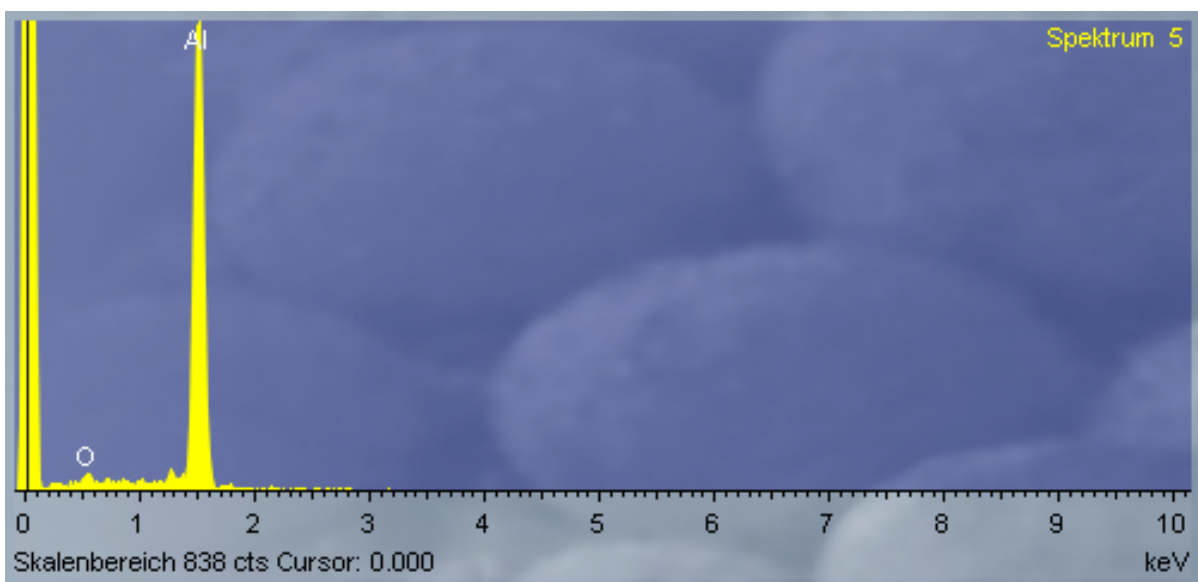
**Abbildung 66:** Vollständiges EDX-Spektrum additiv gefertigte Probe nach Wärmebehandlung, Messpunkt 2.



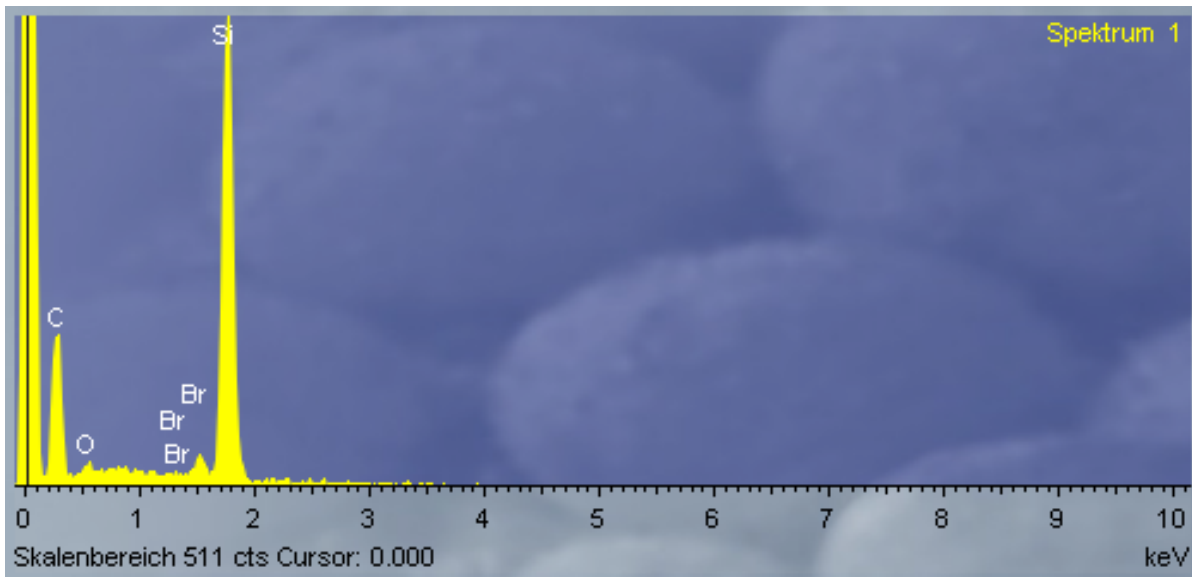
**Abbildung 67:** Vollständiges EDX-Spektrum additiv gefertigte Probe nach Wärmebehandlung, Messpunkt 3.



**Abbildung 68:** Vollständiges EDX-Spektrum additiv gefertigte Probe nach Wärmebehandlung, Messpunkt 4.



**Abbildung 69:** Vollständiges EDX-Spektrum additiv gefertigte Probe nach Wärmebehandlung, Messpunkt 5.



**Abbildung 70:** Vollständiges EDX-Spektrum additiv gefertigte Probe nach Wärmebehandlung, Messpunkt 6.

## Literatur

- [1] P. R. Yoder, *Opto-Mechanical Systems Design*. CRC Press, 3. Aufl., 2006.
- [2] A. Ahmad, Hrsg., *Handbook of Optomechanical Engineering*. CRC Press, 1997.
- [3] D. L. Hibbard, “Electrochemically deposited nickel alloys with controlled thermal expansion for optical applications,” *Proc. SPIE* **2542** (1995) 236–243.
- [4] S. Risse, A. Gebhardt, C. Damm, T. Peschel, W. Stöckl, T. Feigl, S. Kirschstein, R. Eberhardt, N. Kaiser, und A. Tünnermann, “Novel TMA telescope based on ultra precise metal mirrors,” *Proc. SPIE* **7010** (2008) 701016.
- [5] N. Kanani, *Chemische Vernicklung: Nickel-Phosphor-Schichten. Herstellung, Eigenschaften, Anwendungen. Ein Handbuch für Theorie und Praxis*. Eugen G. Leuze Verlag, 2007.
- [6] J. Kinast, *Dimensional stabile Spiegelsubstrate für kryogene Anwendungen*. Dissertation, Physikalisch-Astronomische Fakultät, Friedrich-Schiller Universität Jena, 2017.
- [7] S. P. S. Sangha, D. M. Jacobson, A. J. W. Ogilvy, M. Azema, A. A. Junai, und E. Botter, “Novel aluminium-silicon alloys for electronics packaging,” *Eng. Sci. Educ. J.* **6** (1997) 195–201.



- [8] J. Kinast, E. Hilpert, R.-R. Rohloff, A. Gebhardt, und A. Tünnermann, “Thermal expansion coefficient analyses of electroless nickel with varying phosphorous concentrations,” *Surf. Coat. Technol.* **259** (2014) 500–503.
- [9] A. Gebhardt, J. Kinast, R.-R. Rohloff, W. Seifert, M. Beier, S. Scheiding, und T. Peschel, “Athermal metal optics made of nickel plated AlSi40,” in *Proceedings of International Conference on Space Optics ICSSO*. 2014.
- [10] J. Kinast, E. Hilpert, N. Lange, A. Gebhardt, R.-R. Rohloff, S. Risse, R. Eberhardt, und A. Tünnermann, “Minimizing the bimetallic bending for cryogenic metal optics based on electroless nickel,” *Proc. SPIE* **9151** (2014) 915136.
- [11] H. P. Stahl, “Development of lightweight mirror technology for the next generation space telescope,” *Proc. SPIE* **4451** (2001) 1–4.
- [12] E. Chemikalienagentur, “Classification and Labelling Inventory - Beryllium,” zuletzt abgerufen am 10.01.2020. <https://echa.europa.eu/information-on-chemicals/cl-inventory-database/-/discli/details/47502>.
- [13] National Cancer Institute at the National Institutes of Health, zuletzt abgerufen am 06.01.2020. <https://www.cancer.gov/about-cancer/causes-prevention/risk/substances/beryllium>.
- [14] A. Modgil, “Effects of high speed machining on surface topography of titanium alloy (Ti6Al4V),” Diplomarbeit/Masterarbeit, 2003.
- [15] D. Vukobratovich und J. P. Schaefer, “Large stable aluminum optics for aerospace applications,” *Proc. SPIE* **8125** (2011) 81250T.
- [16] S. Santosh Kumar, V. Seshu Bai, K. V. Rajkumar, und G. K. Sharma, “Elastic modulus of Al–Si/SiC metal matrix composites as a function of volume fraction,” *J. Phys. D: Appl. Phys.* **42** (2009) 1–10.
- [17] L. Arcangeli, G. Bianucci, F. Marioni, R. Mazzoleni, M. Rossi, M. Terraneo, F. E. Zocchi, M. Meini, F. Galeotti, R. Gabrieli, F. Belli, und M. Taccola, “Manufacturing and qualification of the QM mirror for the high-resolution spectrometer of the FLEX mission,” *Proc. SPIE* **11180** (2019) 111808H.

- [18] A. Gebhardt, S. Risse, T. Peschel, R. Senden, und A. Bosch, “New nickel plated metal mirrors utilizing meltspun aluminium silicon alloy,” *Proceedings of the euspen International Conference* (June, 2009) .
- [19] J. Kinast, K. Grabowski, A. Gebhardt, R.-R. Rohloff, S. Risse, und A. Tünnermann, “Dimensional stability of metal optics on nickel plated alsi40,” in *International Conference on Space Optics ICSSO*. Oct., 2014.
- [20] R. Steinkopf, A. Gebhardt, S. Scheiding, M. Rohde, O. Stenzel, S. Gliech, V. Giggel, H. Löscher, G. Ullrich, P. Rucks, A. Duparré, S. Risse, R. Eberhardt, und A. Tünnermann, “Metal mirrors with excellent figure and roughness,” *Proc. SPIE* **7102** (2008) 71020C.
- [21] M. Schürmann, D. Gäbler, R. Schlegel, S. Schwinde, T. Peschel, C. Damm, R. Jende, J. Kinast, S. Müller, M. Beier, S. Risse, B. Sang, M. Glier, H. Bittner, und M. Erhard, “Manufacturing and coating of optical components for the EnMAP hyperspectral imager,” *Proc. SPIE* **9912** (2016) 991230.
- [22] C. Ya und X. Jingjiang, “Manufacturing technology of lightweight mirror for space optics,” *Proc. SPIE* **8416** (2012) 84160R.
- [23] T. Valente und D. Vukobratovich, “A Comparison Of The Merits Of Open-Back, Symmetric Sandwich, And Contoured Back Mirrors As Light-Weighted Optics,” *Proc. SPIE* **1167** (1989) 20–36.
- [24] S. Risse, C. Damm, G. Harnisch, und T. Peschel, “Light weight structural element,” 2004. EP 1 480 005 B1.
- [25] P. S. Carlin, “Lightweight Mirror Systems for Spacecraft - An Overview of Materials & Manufacturing Needs,” in *2000 IEEE Aerospace Conference Proceedings*, Bd. 7. 2000.
- [26] R. ter Horst, N. Tromp, M. de Haan, R. Navarro, L. Venema, und J. Pragt, “Directly polished lightweight aluminum mirror,” *Proc. SPIE* **7018** (2008) 701808.
- [27] C. Yan, L. Hao, A. Hussein, und D. Raymont, “Evaluations of cellular lattice structures manufactured using selective laser melting,” *Int. J. Mach. Tool. Manu.* no. 62, (2012) 32–38.

- [28] B. Gorny, T. Niendorf, J. Lackmann, M. Thoene, T. Troester, und H. J. Maier, “In situ characterization of the deformation and failure behavior of non-stochastic porous structures processed by selective laser melting,” *Mater. Sci. Eng., A* **528** (2011) 7962–7967.
- [29] Z. Shu, O. Pabst, E. Beckert, R. Eberhardt, und A. Tünnermann, “Fully solution-processed organic light-emitting electrochemical cells (OLEC) with inkjet-printed micro-lenses for disposable lab-on-chip applications at ambient conditions,” *Proc. SPIE* **9745** (2016) 97450W.
- [30] C. Y. Yap, C. K. Chua, Z. L. Dong, Z. H. Liu, D. Q. Zhang, L. E. Loh, und S. L. Sing, “Review of selective laser melting: Materials and applications,” *Appl. Phys. Rev.* **2** (2015) 041101–1.
- [31] W. Meiners, K. Wissenbach, und A. Gasser, “Shaped body especially prototype or replacement part production,” 1996.
- [32] H. Meier und C. Haberland, “Experimental studies on selective laser melting of metallic parts,” *Mater. Sci. Eng. Technol.* **39** (2008) 665–670.
- [33] L. Thijs, F. Verhaeghe, T. Craeghs, J. Van Humbeeck, und J.-P. Kruth, “A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti-6Al-4V,” *Acta Mater.* **58** (2010) 3303–3312.
- [34] N. T. Aboulkhaira, N. M. Everitt, I. Ashcroft, und C. Tuck, “Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting,” *Addit. Manuf.* **1–4** (2014) 77–86.
- [35] L. Thijs, K. Kempen, J.-P. Kruth, und J. Van Humbeeck, “Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder,” *Acta Mater.* **61** (2013) 1809–1819.
- [36] K. Kempen, L. Thijs, J. Van Humbeeck, und J.-P. Kruth, “Mechanical properties of AlSi10Mg produced by Selective Laser Melting,” *Phys. Proc.* **39** (2012) 439–446.
- [37] D. Zhang, *Entwicklung des Selective Laser Melting (SLM) für Aluminiumwerkstoffe*. Dissertation, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, 2004.

- [38] K. G. Prashanth, S. Scudino, H. J. Klauss, K. Surreddi, L. Löber, Z. Wang, A. Chaubey, U. Kühn, and J. Eckert, “Microstructure and mechanical properties of al-12si produced by selective laser melting: Effect of heat treatment,” *Mat. Sci. Eng. A-Struct.* **590** (2014) 153–160.
- [39] P. A. Hooper, “Melt pool temperature and cooling rates in laser powder bed fusion,” *Addit. Manuf.* **22** (2018) 548–559.
- [40] T. M. Mower und M. J. Long, “Mechanical behavior of additive manufactured, powder-bed laser-fused materials,” *Mater. Sci. Eng., A* **651** (2016) 198–213.
- [41] G. Strano, L. Hao, R. M. Everson, and K. E. Evans, “Surface roughness analysis, modelling and prediction in selective laser melting,” *J. Mater. Process. Tech.* **213** (2013) 589–597.
- [42] J.-P. Kruth, P. Mercelis, J. Van Vaerenbergh, and T. Craeghs, “Feedback control of Selective Laser Melting,” *Proc. of VR@P* (2007) 521–527.
- [43] T. Craeghs, S. Clijsters, E. Yasa, F. Bechmann, S. Berumen, and J.-P. Kruth, “Determination of geometrical factors in layerwise laser melting using optical process monitoring,” *Opt. Laser Eng.* **49** (2011) 1140–1446.
- [44] P. Vora, K. Mumtaz, I. Todd, and N. Hopkinson, “AlSi12 in-situ alloy formation and residual stress reduction using anchorless selective laser melting,” *Addit. Manuf.* **7** (2015) 12–19.
- [45] L. C. Wei, L. E. Ehrlich, M. J. Powell-Palm, C. Montgomery, J. Beuth, and J. A. Malen, “Thermal conductivity of metal powders for powder bed additive manufacturing,” *Addit. Manuf.* **21** (2018) 201–208.
- [46] R. Klingvall Ek, *Electron beam melting: Impact of part surface properties on metal fatigue and bone ingrowth*. Dissertation, Faculty of Science, Technology and Media, Mid Sweden University, 2019.
- [47] P.-A. Legait, *Formation and Distribution of Porosity in Al-Si Welds*. Dissertation, Worcester Polytechnic Institute, 2005.
- [48] G. Gottstein, *Physikalische Grundlagen der Materialkunde*. 3 Aufl., 2007.

- [49] C. Galy, E. Le Guen, E. Lacoste, und C. Arvieu, “Main defects observed in aluminum alloy parts produced by SLM: From causes to consequences,” *Addit. Manuf.* **22** (2018) 165–175.
- [50] S. Tammas-Williams, P. J. Withers, I. Todd, und P. B. Prangnell, “The effectiveness of hot isostatic pressing for closing porosity in titanium parts manufactured by selective electron beam melting,” *Metall. Mater. Trans. A* **47A** (2016) 1939–1946.
- [51] C. B. Finfrock, A. Exil, J. D. Carroll, und L. Deibler, “Effect of Hot Isostatic Pressing and Powder Feedstock on Porosity, Microstructure, and Mechanical Properties of Selective Laser Melted AlSi10Mg,” *Metallogr. Microstruct. Anal.* **7** (2018) 443–456.
- [52] W. Schneller, M. Leitner, S. Springer, F. Grün, und M. Taschauer, “Effect of HIP Treatment on Microstructure and Fatigue Strength of Selectively Laser Melted AlSi10Mg,” *J. Manuf. Mater. Proc.* **3** (2019) .
- [53] O. Kerbrat, P. Mognol, und J.-Y. Hascoë, “A new DFM approach to combine machining and additive manufacturing,” *Comput. Ind.* **62** (2011) 684–692.
- [54] P. Mercelis und J.-P. Kruth, “Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting,” *Rapid Prototyping J.* **12** (2006) 254–265.
- [55] D. Buchbinder, G. Schilling, W. Meiners, N. Pirch, und K. Wissenbach, “Untersuchung zur Reduzierung des Verzugs durch Vorwärmung bei der Herstellung von Aluminiumbauteilen mittels SLM,” *RTjournal - Forum für Rapid Technologie* **8** (2011) .
- [56] Q. Bo, S. Yu-sheng, W. Qing-song, und W. Hai-bo, “The helix scan strategy applied to the selective laser melting,” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* **63** (2012) 631–640.
- [57] A. Townsend, N. Senin, L. Blunt, R. K. Leach, und J. S. Taylor, “Surface texture metrology for metal additive manufacturing: a review,” *Precis. Eng.* **46** (2016) 34–47.
- [58] E. Yasa, J.-P. Kruth, und J. Deckers, “Manufacturing by combining selective laser melting and selective laser erosion/laser re-melting,” *Manuf. Technol.* **60** (2011) 263–266.

- [59] N. Nutal, P. Rochus, J.-P. Collette, J. Crahay, H. Jochem, M. Larnicol, J. Magnien, C. Masse, O. Rigo, J. Vanhumbecq, and L. Pambaguian, “Surface engineering for parts made by additive manufacturing,” *66th International Astronautical Congress, Jerusalem, Israel* (2015) .  
<http://hdl.handle.net/2268/190049>.
- [60] B. Cheng, S. Shrestha, and K. Chou, “Stress and deformation evaluations of scanning strategy effect in selective laser melting,” *Addit. Manuf.* **12** (2016) 240–251.
- [61] B. Vrancken, V. Cain, R. Knutsen, and J. Van Humbeeck, “Residual stress via the contour method in compact tension specimens produced via selective laser melting,” *Scripta Mater.* **87** (2014) 29–32.
- [62] I. Yadroitsev, P. Krakhmalev, and I. Yadroitsava, “Selective laser melting of Ti6Al4V alloy for biomedical applications: Temperature monitoring and microstructural evolution,” *J. Alloy. Compd.* **583** (2014) 404–409.
- [63] M. Brandt, S. J. Sun, M. Leary, S. Feih, J. Elambasseril, and Q. C. Liu, “High-value slm aerospace components: From design to manufacture,” *Adv. Mat. Res.* **633** (3, 2013) 135–147.
- [64] M. Król, L. A. Dobrzański, Ł. Reimann, and I. Czaja, “Surface quality in selective laser melting of metal powders,” *Arch. Mater. Sci. Eng.* **60** no. 2, (2013) 87–92. [http://www.archivesmse.org/vol60\\_2/6025.pdf](http://www.archivesmse.org/vol60_2/6025.pdf).
- [65] N. J. Harrison, I. Todd, and K. Mumtaz, “Thermal expansion coefficients in Invar processed by selective laser melting,” *J. Mater. Sci.* **52** (2017) 10517–10525.
- [66] Q. Jia and D. Gu, “Selective laser melting additive manufactured Inconel 718 superalloy parts: High-temperature oxidation property and its mechanisms,” *Opt. Laser Technol.* **62** (2014) 161–171.
- [67] Y.-L. Kuo, T. Nagahari, and K. Kakehi, “The Effect of Post-Processes on the Microstructure and Creep Properties of Alloy718 Built Up by Selective Laser Melting,” *Materials* **11** (2018) .
- [68] W. E. Frazier, “Metal Additive Manufacturing: A Review,” *J. Mater. Eng. Perform.* **23** (2014) 1917–1928.

- [69] J. Haan, M. Asseln, M. Zivcec, J. Eschweiler, R. Radermacher, und C. Broeckmann, “Effect of subsequent Hot Isostatic Pressing on mechanical properties of ASTM F75 alloy produced by Selective Laser Melting,” *Powder Metall.* **58** (2015) 161–165.
- [70] M. V. Mergulhão und M. D. M. Das Neves, “Characteristics of biometallic alloy to additive manufacturing using selective laser melting technology,” *J. Biomater. Nanobiotechnol.* **9** (2018) 89–99.
- [71] C. Leinenbach, “Additive manufacturing of precious metals – challenges and opportunities for watch and jewelry applications,” in *Swissphotonics Lab SNAP: Photonics 4 the European Industry of the Future*. 2018.
- [72] S. Chen, Y. Tong, und P. K. Liaw, “Additive manufacturing of high-entropy alloys: A review,” *Entropy* **20** (2018) .
- [73] D. Buchbinder, *Selective Laser Melting von Aluminiumgusslegierungen*. Dissertation, Fakultät für Maschinenwesen, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, 2013.
- [74] E. Louvis, P. Fox, und C. J. Sutcliffe, “Selective laser melting of aluminium components,” *J. Mater. Process. Tech.* **211** (2011) 275–284.
- [75] E. Brandl, U. Heckenberger, V. Holzinger, und D. Buchbinder, “Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior,” *Mater. Design* **34** (2012) 159–169.
- [76] D. Buchbinder, H. Schleifenbaum, S. Heidrich, W. Meiners, und J. Bültmann, “High Power Selective Laser Melting (HP SLM) of Aluminum Parts,” *Phys. Proc.* **12** (2011) 271–278.
- [77] “Concept Laser Materialdatenblatt,” zuletzt abgerufen am 09.01.2019.  
[http://www.conceptlaserinc.com/fileadmin//user\\_upload/Datasheet\\_CL\\_30AL.pdf](http://www.conceptlaserinc.com/fileadmin//user_upload/Datasheet_CL_30AL.pdf).
- [78] “EOS Materialdatenblatt,” zuletzt abgerufen am 09.01.2019.  
[http://gpiprototype.com/images/PDF/EOS\\_Aluminium\\_AlSi10Mg\\_en.pdf](http://gpiprototype.com/images/PDF/EOS_Aluminium_AlSi10Mg_en.pdf).

- [79] “SLM Solutions Materialdatenblatt,” zuletzt abgerufen am 09.01.2019. [https://slm-solutions.us/wp-content/uploads/2018/03/Powder\\_US\\_web.pdf](https://slm-solutions.us/wp-content/uploads/2018/03/Powder_US_web.pdf).
- [80] P. Ma, K. G. Prashanth, S. Scudino, Y. Jia, H. Wang, C. Zou, Z. Wei, und J. Eckert, “Influence of Annealing on Mechanical Properties of Al-20Si Processed by Selective Laser Melting,” *Metals* **4** (2014) 28–36.
- [81] S. Zhang, P. Ma, Y. Jia, Z. Yu, R. Sockalingam, X. Shi, P. Ji, J. Eckert, und K. G. Prashanth, “Microstructure and Mechanical Properties of Al-(12-20)Si Bi-Material Fabricated by Selective Laser Melting,” *Materials* **12** (2019) 2126.
- [82] N. Kang, P. Coddet, C. Chen, Y. Wang, H. Liao, und C. Coddet, “Microstructure and wear behavior of in-situ hypereutectic Al–high Si alloys produced by selective laser melting,” *Mater. Design* **99** (2016) 120–126.
- [83] Y. D. Jia, P. Ma, K. G. Prashanth, G. Wang, J. Yi, S. Scudino, F. Y. Cao, J. F. Sun, und J. Eckert, “Microstructure and thermal expansion behavior of Al-50Si synthesized by selective laser melting,” *J. Alloy. Compd.* **699** (2017) 548–553.
- [84] T. Ullsperger, G. Matthäus, H. Engelhardt, M. Rettenmayr, S. Risse, A. Tünnermann, und S. Nolte, “Selective laser melting of hypereutectic Al-Si40-powder using ultra-short laser pulses,” *Appl. Phys. A-Mater* **123** (2017) 798.
- [85] S. Eberle, A. Reutlinger, B. Curzadd, M. Mueller, M. Riede, C. Wilsnack, A. Brandão, L. Pambaguian, A. Seidel, E. López, F. Brueckner, E. Beyer, und C. Leyens, “Additive Manufacturing of an AlSi40 mirror coated with electroless Nickel for cryogenic space applications,” *Proc. SPIE* **11180** (2018) 1118015–1.
- [86] J. L. Murray und A. J. McAlister, “The Al-Si (Aluminum-Silicon) System,” *Bull. Alloy Phase Diagrams* **5** no. 1, (1984) .
- [87] M. Warmuzek, *Aluminum-Silicon Casting Alloys: Atlas of Microfractographs*. ASM International, 2004.
- [88] W. Witt, “Absolute Präzisionsbestimmung von Gitterkonstanten an Germanium- und Aluminium-Einkristallen mit Elektroneninterferenzen,” *Z. Naturforsch. A* **22** (1967) 92–95.



- [89] “The NIST Reference on Constants, Units, and Uncertainty.”  
<https://physics.nist.gov/cgi-bin/cuu/Value?asil>.
- [90] L. F. Mondolfo, *Metallography Of Aluminum Alloys*. John Wiley And Sons Inc., 1943.
- [91] F. Lasagni, B. Mingler, M. Dumont, and H. P. Degischer, “Precipitation kinetics of Si in aluminium alloys,” *Mater. Sci. Eng., A* no. 480, (2008) 383–391.
- [92] V. V. K. Narajan Prabhu, “Review of Microstructure Evolution in Hypereutectic Al-Si Alloys and its Effect on Wear Properties,” *T. Indian I. Metals* **67** (2014) 1–18.
- [93] P. Li, V. I. Nikitin, E. G. Kandalova, and K. V. Nikitin, “Effect of melt overheating, cooling and solidification rates on Al–16wt.% Si alloy structure,” *Mater. Sci. Eng., A* **332** (2002) 371–374.
- [94] C. L. Xu und Q. C. Jiang, “Morphologies of primary silicon in hypereutectic Al–Si alloys with melt overheating temperature and cooling rate,” *Mater. Sci. Eng., A* **437** (2006) 451–455.
- [95] National Institute of Standards and Technology, Gaithersburg, Maryland, U.S., zuletzt abgerufen am 05.01.2020.  
<https://physics.nist.gov/cgi-bin/Star/compos.pl?matno=013>.
- [96] M. A. Hopcroft, W. D. Nix, und T. W. Kenny, “What is the Young’s Modulus of Silicon?,” *J. Microelectromech. Sys.* **19** (2010) 229–238.
- [97] T. Huber, H. P. Degischer, G. Lefranc, und T. Schmitt, “Thermal expansion studies on aluminium-matrix composites with different reinforcement architecture of SiC particles,” *Compos. Sci. Technol.* **66** (2006) 2206–2217.
- [98] S. P. Nikanorov, M. P. Volkov, V. N. Gurin, Y. A. Burenkov, L. I. Derkachenko, B. K. Kardashev, L. L. Regel, und W. R. Wilcox, “Structural and mechanical properties of Al–Si alloys obtained by fast cooling of a levitated melt,” *Mater. Sci. Eng., A* **390** (2005) 63–69.
- [99] R. A. Schapery, “Thermal Expansion Coefficients of Composite Materials Based on Energy Principles,” *J. Compos. Mater.* **2** (1968) 380–404.

- [100] “RSP Technology - RS alloys - Optics.” [http://www.rsp-technology.com/site-media/user-uploads/rsp\\_alloys\\_optics\\_2018lr.pdf](http://www.rsp-technology.com/site-media/user-uploads/rsp_alloys_optics_2018lr.pdf).
- [101] W. Kurz und R. Trivedi, “Eutectic Growth under Rapid Solidification Conditions,” *Metall. Trans. A* **22A** (1991) 3051–3057.
- [102] A. J. Criado, J. A. Martínez, und R. Calabrés, “Growth of eutectic silicon from primary silicon crystals in aluminium-silicon alloys,” *Scripta Mater.* **36** no. 1, (1997) 47–54.
- [103] M. Zamani, *Al-Si Cast Alloys - Microstructure and Mechanical Properties at Ambient and Elevated Temperature*. Dissertation, School of Engineering - Jönköping University, 2015.
- [104] K. Kobayashi, P. H. Shingu, H. Kanbara, und R. Ozaki, “The Role of the Primary Phase on Eutectic Solidification of Al-Si Alloys,” *T. Jpn. I. Met.* **17** (1976) 545–550.
- [105] H. Herzog, J. Segal, J. Smith, R. Bates, J. Calis, A. De La Torre, D. Wook Kim, J. Mici, J. Mireles, D. M. Stubbs, und R. Wicker, “Optical fabrication of lightweighted 3D printed mirrors,” *Proc. SPIE* **9573** (2015) 957308.
- [106] M. Sweeney, M. Acreman, T. Vettese, R. Myatt, und M. Thompson, “Application and Testing of Additive Manufacturing for Mirrors and Precision Structures,” *Proc. SPIE* **9574** (2015) 957406–1.
- [107] C. Atkins, W. Brzozowski, N. Dobson, M. Milanova, S. Todd, D. Pearson, C. Bourgenot, D. Brooks, R. Snell, W. Sun, P. Cooper, S. G. Alcock, und I.-T. Nistea, “Additively manufactured mirrors for CubeSats,” *Proc. SPIE* **11116** (2019) 1111616.
- [108] M. Born und E. Wolf, *Principles of optics*. 7. Aufl., 1999.
- [109] P. Jerrard, L. Hao, S. Dadbakhsh, und K. Evans, “Consolidation behaviour and microstructure characteristics of pure aluminium and alloy powders following selective laser melting processing,” *Proceedings of the 36th International MATADOR Conference* **14** (2010) 487–490.
- [110] H. Kobatake, J. Brillo, J. Schmitz, und P.-Y. Pichon, “Surface tension of binary al-si liquid alloys,” *J. Mater. Sci.* **50** (2015) 3351—3360.

- [111] W. A. Grell, E. Solis-Ramos, E. Clark, E. Lucon, E. J. Garboczi, P. K. Predecki, Z. Loftus, und M. Kumosa, “Effect of powder oxidation on the impact toughness of electron beam melting Ti-6Al-4V,” *Addit. Manuf.* **17** (2017) 123–134.
- [112] X. Lou, P. L. Andresen, und R. B. Rebak, “Oxide inclusions in laser additive manufactured stainless steel and their effects on impact toughness and stress corrosion cracking behavior,” *J. Nucl. Mater.* **499** (2018) 182–190.
- [113] C. L. A. Leung, S. Marussi, M. Towrie, R. C. Atwood, P. J. Withers, und P. D. Lee, “The effect of powder oxidation on defect formation in laser additive manufacturing,” *Acta Mater.* **166** (2019) 294–305.
- [114] E. O. Olakanmi, “Selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of pure Al, Al–Mg, and Al–Si powders: Effect of processing conditions and powder properties,” *J. Mater. Process. Tech.* **213** (2013) 1387–1405.
- [115] J. M. S. Prewitt und M. L. Mendelsohn, “The analysis of cell images,” *Ann. N.Y. Acad. Sci.* **128** (1966) 1035–1053.
- [116] X. J. Wang, L. C. Zhang, M. H. Fang, und T. B. Sercombe, “The effect of atmosphere on the structure and properties of a selective laser melted Al–12Si alloy,” *Mater. Sci. Eng., A* **597** (2014) 370–375.
- [117] A. Hussein, L. Hao, C. Yan, R. Everson, und P. Young, “Advanced lattice support structures for metal additive manufacturing,” *J. Mater. Process. Tech.* **213** (2013) 1019–1026.
- [118] C. A. Brice und W. H. Hofmeister, “Determination of Bulk Residual Stresses in Electron Beam Additive-Manufactured Aluminum,” *Metall. Mater. Trans. A* **44** (2013) 5147–5153.
- [119] ASM, *ASM Handbook Volume 4: Heat Treating*. 1991.
- [120] M. Kohlenbecker, *Untersuchung der Eigenspannungsstabilität von autofrettierten Aluminiumbauteilen unter zyklischer Beanspruchung und erhöhter Temperatur*. Dissertation, Fakultät Energie-, Verfahrens- und Biotechnik, Universität Stuttgart, 2014.
- [121] O. Vöhringer, *Relaxation of Residual Stresses by Annealing or Mechanical Treatment*, Bd. 4. Pergamon Press, 1987.

- [122] D. Drouin, A. R. Couture, D. Joly, X. Tastet, V. Aimez, und R. Gauvin, “CASINO V2.42: a fast and easy-to-use modeling tool for scanning electron microscopy and microanalysis users,” *Scanning* **29** (2007) 92–101.
- [123] N. A. Riley, “Projection sphericity,” *J. Sediment. Res.* **11** (1941) 94–95.
- [124] K. A. Unocic, M. J. Mills, und G. S. Daehn, “Effect of gallium focused ion beam milling on preparation of aluminium thin foils,” *J. Microsc.* **240** (2010) 227–238.
- [125] A. A. Reeves, “Optimized Fast Hartley Transform for the MC68000 with applications in image processing,” Diplomarbeit/Masterarbeit, 1990.
- [126] W. Weibull, “A Statistical Distribution Function of Wide Applicability,” *J. Appl. Mech.* **18** (1951) 293–297.
- [127] W. D. Callister und D. G. Rethwisch, *Materials Science and Engineering: An Introduction, 7th Edition*. John Wiley & Sons Inc., 2007.
- [128] DIN 51045-1:2005-08, *Bestimmung der thermischen Längenänderung fester Körper - Teil 1: Grundlagen*. Beuth Verlag, 2005.
- [129] Y. Tomota, P. Lukáš, D. Neov, S. Harjo, und Y. R. Abe, “In situ neutron diffraction during tensile deformation of a ferrite-cementite steel,” *Acta Mater.* **51** (2003) 805–817.
- [130] P. M. Sutton, “The variation of the Elastic Constants of Crystalline Aluminum with Temperature between 63 k and 773 k,” *Phys. Rev.* **91** (1953) 816–821.
- [131] B. Eigenmann und E. Macherauch, “Röntgenographische Untersuchung von Spannungszuständen in Werkstoffen,” *Mater. Sci. Eng. Technol.* **27** (1996) 426–437.
- [132] P. Staron, A. Schreyer, H. Clemens, und S. Mayer, *Neutrons and Synchrotron Radiation in Engineering Materials Science: From Fundamentals to Applications*. 2. Aufl., 2017.
- [133] C. Randau, U. Garbe, und H.-G. Brokmeier, “StressTextureCalculator: a software tool to extract texture, strain and microstructure information from area-detector measurements,” *J. Appl. Crystallogr.* **44** (2011) 641–646.

- [134] M. Schoenitz und E. L. Dreizin, "Structure and properties of Al-Mg mechanical alloys," *J. Mater. Res.* **18** (2003) 1827–1836.
- [135] J. D. Eshelby und R. E. Peierls, "The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems," *P. Roy. Soc. A-Math. Phys.* **241** (1957) 376–396.
- [136] Z. Hashin, "Analysis of Composite Materials - A Survey," *J. Appl. Mech.* **50** (1983) 481–505. <http://appliedmechanics.asmedigitalcollection.asme.org/article.aspx?articleid=1407040>.
- [137] W. Kasprzak, M. Sahoo, J. Sokolowski, H. Yamagata, und H. Kurita, "The effect of melt temperature and the cooling rate on the microstructure of the Al-20% Si alloy used for monolithic engine blocks," *Int. J. Metalcast.* **3** (2009) 55–71.
- [138] Y. B. Zuo, Z. Fan, Q. F. Zhu, L. Lei, und J. Z. Cui, "Modification of a Hypereutectic Aluminium Silicon Alloy under the Influence of Intensive Melt Shearing," *Mater. Sci. Forum* **765** (2013) 140–144.
- [139] B. Korojy und H. Fredriksson, "On solidification of hypereutectic Al-Si alloys," *Trans. Indian Inst. Met.* **62** (2009) 361–365.
- [140] V. Páramo, R. Colás, E. Velasco, und S. Valtierra, "Spheroidization of the Al-Si Eutectic in a Cast Aluminum Alloy," *J. Mater. Eng. Perform.* **9** (2000) 616–622.
- [141] Z. Jiaqing, L. Ya, P. Haoping, W. Jianhua, und S. Xuping, "Spheroidization of Si in Al-12.6wt.% Si at eutectic temperature and its tensile properties," *Mater. Res. Express* **4** (2017) 106505.
- [142] F. Lasagni, G. Requena, H. P. Degischer, B. Mingler, und M. Papakyriacou, "Entmischung und Eiformung des Si in Al-Si-Legierungen," *38. Metallographie Tagung* (2004) .
- [143] E.-B. Talaat und F. Hasse, "Solidification Mechanism of Unmodified and Strontium Modified Al-Si Alloys," *Mater. Trans.* **41** (2000) 507–515.
- [144] L. Pauling, "Atomic Radii and Interatomic Distances in Metals," *J. Am. Chem. Soc.* **69** (1947) 542–553.

- [145] Z. Hashin und S. Shtrikman, “A variational approach to the theory of the elastic behaviour of multiphase materials,” *J. Mech. Phys. Solids* (1963) 127–140.
- [146] G. S. Ansell und F. V. Lenel, “Criteria for yielding of dispersion-strengthened alloys,” *Acta Metall.* **8** (1960) 612–616.
- [147] L. Y. Zhang, Y. H. Jiang, Z. Ma, S. F. Shan, Y. Z. Jia, C. Z. Fan, und W. K. Wang, “Effect of cooling rate on solidified microstructure and mechanical properties of aluminium-A356 alloy,” *J. Mater. Process. Technol.* **207** (2008) 107–111.
- [148] C. E. Inglis, “Stresses in a cracked plate due to the presence of cracks and sharp corners,” *Trans. Inst. Nav. Archit.* **55** (1913) 219–241.
- [149] K. B. Davies und C. E. Feddersen, “Inverse Hyperbolic Tangent Model of Fatigue-Crack Growth,” *J. Aircraft* **12** (1975) 943–947.
- [150] H. M. Westergaard, “Bearing Pressures and Cracks,”.
- [151] T. Davis, D. Healy, A. Bubeck, und R. Walker, “Stress concentrations around voids in three dimensions: The roots of failure,” *J. Struct. Geol.* **102** (2017) 193–207.
- [152] Y. Murakami, “Material defects as the basis of fatigue design,” *Int. J. Fatigue* **41** (2012) 2–10.
- [153] H. Krauss, *Qualitätssicherung beim Laserstrahlschmelzen durch schichtweise thermografische In-Process-Überwachung*. Dissertation, Technische Universität München, 2016.
- [154] O. E. Sotomayor und H. V. Tippur, “Role of cell regularity and relative density on elasto-plastic compression response of random honeycombs generated using voronoi diagrams,” *Int. J. Solids Struct.* **51** (2014) 3776–3786.
- [155] E. Hilpert, J. Hartung, S. Risse, R. Eberhardt, und A. Tünnermann, “Precision manufacturing of a lightweight mirror body made by selective laser melting,” *Prec. Eng.* **53** (2018) 310–317, 1806.01591.
- [156] S. Schröder, A. Duparré, T. Herffurth, und G. Notni, “Device and method for angularly resolved scattered light measurement,” 2010.

- [157] E. Hilpert, J. Hartung, H. von Lukowicz, T. Herffurth, und N. Heidler, “Design, additive manufacturing, processing, and characterization of metal mirror made of aluminum silicon alloy for space applications,” *Opt. Eng.* **58** (2019) 092613.
- [158] N. Aeronautics und S. Administration, “Structural Design and Test Factors of Safety for Spaceflight Hardware,” 2016.
- [159] V. Shulmeister, *Modelling of the Mechanical Properties of Low-Density Foams*. Dissertation, Technische Universiteit Delft, 1998.
- [160] T. E. Oliphant, *Guide to NumPy*. Trelgol Publishing, 2006.
- [161] E. Jones, T. E. Oliphant, und P. Peterson et al., “SciPy: Open Source Scientific Tools for Python,” 2001. <https://www.scipy.org>.
- [162] S. van der Walt, J. L. Schönberger, J. Nunez-Iglesias, F. Boulogne, J. D. Warner, N. Yager, E. Gouillart, T. Yu, und the scikit-image contributors, “scikit-image: Image processing in Python,” *Peerj* (2014) .
- [163] M. D. Abràmoff, P. J. Magalhães, und S. J. Ram, “Image Processing with ImageJ,” *Biophot. Int.* **11** (2004) 36–42.
- [164] J. D. Hunter, “Matplotlib: A 2D graphics environment,” *Comput. Sci. Eng.* **9** no. 3, (2007) 90–95.
- [165] T. Tantau, “Graphics drawing in TikZ,” *Proceedings of the 20th International Conference on Graph Drawing* (2013) 517–528.

# Abbildungsverzeichnis

1	Schematischer Freischnitt einer hohlgebohrten Struktur, Mittelpunkt der Bohrungen liegt auf der neutralen Faser. . . . .	8
2	Schematische Abbildung einer SLM-Maschine; belichtete Flächen sind grün dargestellt. . . . .	10
3	Schema der Belichtung einer Fläche (nicht maßstäblich): schwarze Linien entsprechen den Scan-Vektoren, wie sie die Software ansteuert. Gestrichelte Linien repräsentieren die Grenzen der erzeugten Schmelzlinien mit einer bestimmten Breite, die sich aus den verwendeten Parametern Laserleistung $P_L$ und Scan-Geschwindigkeit $v_s$ ergibt. In diesem Beispiel treffen sich die Linien gerade, der Hatch-Abstand $d_h$ entspricht also genau der Linienbreite, sodass keine Überlappung existiert. . . . .	11
4	Schematische Ansicht eines Bauauftrags für das SLM. Die Bauteile (orange) sind mittels Support-Strukturen (blau) mit der Bauplattform verbunden. . . . .	12
5	Aluminium Silizium Phasendiagramm, erstellt nach [86]. . . . .	17
6	Aluminium Silizium Phasendiagramm mit metastabilen Erweiterungen der Solidus- und Liquiduslinien, erstellt nach [86]. . . . .	20
7	Histogramm der Partikelgrößenverteilung und kumulierte Werte. . . . .	23
8	Aufnahme des nicht umgeschmolzenen AlSi40-Pulvers auf einem Träger-substrat mit dem Rasterelektronenmikroskop. Vergrößerter Ausschnitt zeigt die Morphologie eines einzelnen Pulverpartikels. . . . .	24
9	Lichtmikroskopische Aufnahme einer in Epoxidharz eingebetteten Pulverprobe nach dem Polieren, Vergrößerung: $50\times$ , Messfeld ca. $330 \times 260 \mu\text{m}^2$ . . . . .	25
10	Gemessene Linienbreiten in Abhängigkeit der Laserleistung und Scan-Geschwindigkeit; Durchmesser des Lasers im Fokus: $50 \mu\text{m}$ . . . . .	28
11	Gemessene Linienbreiten in Abhängigkeit der Laserleistung und Scan-Geschwindigkeit; Durchmesser des Lasers im Fokus: $120 \mu\text{m}$ . . . . .	29
12	Gemessene Linienbreiten in Abhängigkeit der Streckenenergie für zwei verschiedene Fokuslagen des Lasers. . . . .	30
13	Bewertungsschema der Einzellinientests, farblich dargestellt ist die relative Abweichung von der mittleren Linienbreite nach jeweiligem Parametersatz. Links: Auswertung mit $50 \mu\text{m}$ Fokus, rechts: Auswertung mit $120 \mu\text{m}$ Fokus. . . . .	30



14	Fünf Parametersätze (reihenweise) mit variablem Hatch-Abstand (von links nach rechts zunehmend); Zustand nach Entnahme aus der SLM-Maschine. Die lateralen Abmessungen eines erzeugten Feldes betragen $20 \times 20 \text{ mm}^2$ . . . . .	32
15	Gefertigte Volumenkörper; 200 W, 1,3 m/s; Hatch-Abstand nimmt von links (55 % der Schmelzlinienbreite) nach rechts (95 % der Linienbreite) zu. . . . .	32
16	Aufnahme des Gefüges mit einem $10\times$ Objektiv im Lichtmikroskop. Parameterfeld: $P_L = 100 \text{ W}$ , $v_s = 0,16 \text{ m/s}$ , Hatch-Abstand $d_h = 65 \%$ der Schmelzlinienbreite, Fokus: $50 \text{ }\mu\text{m}$ . . . . .	33
17	Aufnahme des Gefüges mit einem $5\times$ Objektiv im Lichtmikroskop, oben links: nachvergrößerte Aufnahme aus einem $10\times$ -Bild. Parameterfeld: $P_L = 300 \text{ W}$ , $v_s = 0,65 \text{ ms}^{-1}$ , $d_h$ : 85 % der Linienbreite, Fokus: $50 \text{ }\mu\text{m}$ . Das Gefüge zeigt ein Muster, das sich mit dem Belichtungsmuster aus dem SLM-Prozess zur Deckung bringen lässt. . . . .	34
18	Aufnahme des Gefüges mit einem $10\times$ Objektiv im Lichtmikroskop. Parameterfeld: $P_L = 200 \text{ W}$ , $v_s = 1,3 \text{ m/s}$ , $d_h$ : 85 % der Linienbreite, Fokus: $120 \text{ }\mu\text{m}$ . . . . .	35
19	Übersicht der Flächenporosität nach Parametersatz und Überlappung der Einzellinien, die linke Grafik zeigt Parameter mit $50 \text{ }\mu\text{m}$ Fokusbereich, die rechte Grafik gibt die Ergebnisse für eine Fokusbereich von $120 \text{ }\mu\text{m}$ an. . . . .	36
20	Übersicht der Flächenporosität in Abhängigkeit der Energiedichte $E_V$ nach (2.3), blaue Markierungen entsprechen Parametern mit $50 \text{ }\mu\text{m}$ Fokusbereich, rote Markierungen geben $120 \text{ }\mu\text{m}$ Fokusbereich an. . . . .	37
21	Lichtmikroskopische Aufnahme einer gefertigten Struktur mit Konturbelichtungen. . . . .	38
22	Aufnahme eines polierten Testteils mit einem Muster von Poren direkt hinter der Kontur. Rot: Messung des Abstandes der Poren, gelb: Lage der Scan-Vektoren aus dem SLM-Prozess. . . . .	38
23	Optimierung der Ausschaltverzögerung des Lasers. Links: Ausgangseinstellung $0,2 \text{ ms}$ , hier sind Lücken zwischen den diagonalen Linien der Fläche und den horizontalen und vertikalen Linien der Kontur zu erkennen. Rechts: optimierte Verzögerung von $0,5 \text{ ms}$ , die Linien überlappen sich. . . . .	40

24	REM-Aufnahme (4000×) einer AlSi40 Oberfläche im as-built Zustand. Das Bild zeigt die polierte Seitenfläche eines Quaders. . . . .	43
25	REM-Aufnahme (10000×) einer polierten AlSi40 Oberfläche im as-built Zustand. Das Bild zeigt die Oberseite eines Würfels. . . . .	43
26	Entwicklung der Mikrostruktur nach Thermalbehandlung. Aufnahmen im REM, (a) as-built Zustand (b) nach 240 °C (c) nach 240 °C und 300 °C (d) nach 240 °C, 300 °C und 360 °C (e) letzter Zustand (d) nochmals poliert. Anmerkung: Der untere Teil von Bild (e) erscheint dunkler. Dies ist Kontamination der Oberfläche und kein Gefügemerkmal. . . . .	45
27	Energiedispersive Röntgenspektroskopie an wärmebehandelter Probe nach 360 °C. Der Probenzustand entspricht Abb. 26 (d). Der Bildausschnitt zeigt den Bereich der Untersuchung mit Markierungen der Punktmessungen (rote Kreuze), sowie den zugehörigen Einzelspektren bis zu einer Energie von 4 kV. Die vollständigen Spektren befinden sich im Anhang. . . .	46
28	Links: REM-Aufnahme (4000×) einer polierten AlSi40-Probe im wärmebehandelten Zustand (Seitenfläche eines Quaders). Rechts: REM-Aufnahme (10000×) einer polierten AlSi40-Probe im wärmebehandelten Zustand (Oberseite eines Würfels). . . . .	47
29	Histogramm der Sphärizität der ausgewerteten Siliziumpartikel nach Thermalzustand und Ausrichtung der Fläche. . . . .	48
30	Vollansicht der präparierten Lamellen im STEM. Links: as-built, rechts: wärmebehandelt. . . . .	49
31	Vergrößerte Aufnahmen der präparierten Lamellen im STEM. Links: as-built, rechts: wärmebehandelt. . . . .	50
32	Nahaufnahme des Eutektikums im REM. Messungen zeigen Abstände der Partikel im Nanometerbereich. . . . .	52
33	Histogramm und an die Daten angepasste Verteilungsdichtefunktion der Partikelabstände in eutektischen Bereichen der Mikrostruktur. . . . .	53
34	Lage der Scan-Vektoren zur Belichtung der Proben für 3D CT (beliebiger Maßstab). Schichten A und B im Wechsel. links: Scan-Vektoren der Schichten A (rot) und B (blau) liegen um 45° gedreht zu den Würfelkanten (schwarz), rechts: Scan-Vektoren orthogonal und parallel zu den Würfelkanten. . . . .	54

35	Links: Ursprungsbild aus dem $xy$ -Bildstapel, mit überlagertem Rahmen, der für die Auswertung angewendet wurde. Rechts: binarisiertes Bild mit Poren in schwarzer Färbung. . . . .	55
36	Größenverhältnis der gemessenen Poren (links), weiße Bereiche kennzeichnen nicht existente Größenbeziehungen. Rechts: Absolute Häufigkeit der Poren nach Größenverhältnis in $xy$ . . . . .	56
37	Projektionen aller Poren entlang der $x$ -Achse (links), $y$ -Achse (Mitte) und $z$ -Achse (rechts). Blauer Hintergrund zeigt eine Häufigkeit von null, aufsteigende Helligkeiten zeigen eine Häufung von Poren. Rote Bereiche zeigen maximale Häufigkeit. . . . .	57
38	Abbildung der diskreten Fouriertransformation des Projektionsbildes der Poren in $z$ -Richtung. Ausschnitt des relevanten Bereichs nach Binarisierung, links: Probe 2, rechts: Probe 4. . . . .	57
39	Schema der unterschiedlichen Orientierung der Zugproben; die Scan-Vektoren liegen in der $xy$ -Ebene unter einem Winkel von $45^\circ$ zur $x$ - bzw. $y$ -Achse. Die Probe in $0^\circ$ Orientierung liegt mit der Drehachse parallel zur $x$ -Achse, während die Drehachse der $0_n^\circ$ Probe um $45^\circ$ verkippt zur $x$ -Achse in der $xy$ -Ebene angeordnet ist. . . . .	59
40	Gemittelte Spannungs-Dehnungsdiagramme der thermisch unbehandelten Zugproben. . . . .	60
41	Gemittelte Spannungs-Dehnungsdiagramme der wärmebehandelten Zugproben, mit Referenzproben aus nicht additiv hergestelltem Halbzeug. . . . .	62
42	Minimale und maximale Zugfestigkeiten nach Chargen bzw. Orientierung aus allen getesteten Proben. . . . .	63
43	Bruchfläche einer $0^\circ$ Probe, Übersichtsaufnahme. . . . .	64
44	Bruchfläche einer liegenden ( $0^\circ$ ) Probe, Abbildung der Bruchmorphologie, die eine Mischung aus Duktil- und Sprödbbruch zeigt. . . . .	65
45	Bruchfläche einer im $45^\circ$ -Winkel hergestellten Probe, Abbildung der Bruchmorphologie, die eine Mischung aus Duktil- und Sprödbbruch zeigt. . . . .	65
46	Bruchfläche einer liegenden (links) und einer stehenden (rechts) Zugprobe, linkes Bild zeigt Pore mit niedrigem Aspektverhältnis in $z$ -Richtung. . . . .	66
47	Bruchfläche einer wärmebehandelten liegenden ( $0^\circ$ ) Probe, Abbildung der Bruchmorphologie, die eine Mischung aus Duktil- und Sprödbbruch zeigt. . . . .	67

48	Thermischer Ausdehnungskoeffizient, gemittelt aus zwölf Messungen an sechs Proben. . . . .	68
49	Thermischer Ausdehnungskoeffizient, gemessen bis 500 °C, zwei Proben, eine Wiederholungsmessung. . . . .	69
50	Diffraktogramm Neutronenbeugung an AlSi40. Auf der x-Achse ist der Winkel $2\theta$ abgetragen, die y-Achse zeigt die Häufigkeit der aufgetroffenen Neutronen. . . . .	72
51	Errechnete Spannungen in der Aluminiumphase nach Position entlang der Längsachse. Links: Scan-Vektoren orthogonal zur Längsachse, rechts: Scan-Vektoren unter 45° zur Längsachse. . . . .	74
52	Errechnete Spannungen in der Aluminiumphase nach Position entlang der Längsachse. Links: 45° Orientierung, rechts: 90° Orientierung. . . . .	74
53	CTE-Messkurven, eingeordnet in das Modell nach Schapery. Erste Heizkurve und gemittelte Abkühlkurven. . . . .	80
54	Einordnung des Elastizitätsmoduls in das Modell nach Hashin und Shtrikman. . . . .	82
55	REM-Aufnahme (4000×) einer AlSi40 Oberfläche des durch “melt-spinning” hergestellten Werkstoffs. . . . .	84
56	Elliptische Pore im Querschnitt mit angreifender Kraft und resultierendem Spannungsverlauf (schematisch). . . . .	87
57	Darstellung der um 45° gedrehten Ellipse mit resultierendem Winkel, der die Berandung der parametrischen Kurve beschreibt und effektiver Breite $e_1$ . . . . .	88
58	Spannungsintensitätsfaktor in Abhängigkeit des Durchmessers einer Pore in SLM-Schichtebene. Das Verhältnis des Durchmessers zur Ausdehnung der Pore in z-Richtung ist für zwei Werte aufgetragen. . . . .	89
59	Links oben: massereduziertes Ausgangsdesign (Kreuzbohrungen). Rechts oben: massereduziertes Design für additive Fertigung mit Schnitt in der Oberfläche zur Darstellung der Leichtgewichtsstruktur. Unten links: Einzelzellenelement des additiven Designs (beliebiger Maßstab). . . . .	94
60	Formabweichung des Demonstrators nach dem finalen Polierprozess. . . . .	95
61	Spiegelsubstrat nach dem SLM auf Bauplattform (links) und nach dem finalen Polierprozess (rechts). . . . .	95

62	Parameterfeld: 300 W, 0,65 m/s, Spurabstand 85 %, mit Kantenfilter bearbeitete Aufnahme. . . . .	105
63	Parameterfeld: 200 W, 1,3 m/s, Spurabstand 85 %, Bild mit Kantenfilter bearbeitet, um Inhomogenitäten sichtbar zu machen. . . . .	105
64	Übersicht der Rundheit der Poren nach Parametersatz und Überlappung der Einzellinien, blaue Markierungen entsprechen Parametern mit 50 µm Fokusdurchmesser, rote Markierungen geben 120 µm Fokusdurchmesser an.	106
65	Vollständiges EDX-Spektrum additiv gefertigte Probe nach Wärmebehandlung, Messpunkt 1. . . . .	106
66	Vollständiges EDX-Spektrum additiv gefertigte Probe nach Wärmebehandlung, Messpunkt 2. . . . .	107
67	Vollständiges EDX-Spektrum additiv gefertigte Probe nach Wärmebehandlung, Messpunkt 3. . . . .	107
68	Vollständiges EDX-Spektrum additiv gefertigte Probe nach Wärmebehandlung, Messpunkt 4. . . . .	108
69	Vollständiges EDX-Spektrum additiv gefertigte Probe nach Wärmebehandlung, Messpunkt 5. . . . .	108
70	Vollständiges EDX-Spektrum additiv gefertigte Probe nach Wärmebehandlung, Messpunkt 6. . . . .	109

# Tabellenverzeichnis

1	Klassische Methoden der Massereduktion, nach [2, 23]. Massereduktion bezogen auf einen Zylinder mit einem Durchmesser-Höhenverhältnis von 6 : 1 ohne Haltestruktur. Maximale Deformation der Optikfläche aufgrund des Eigengewichts des Spiegels und Fertigungsaufwand in Noten von 1 (beste) bis 5 (schlechteste) nach [23]. . . . .	7
2	Ausgewählte Maschinenparameter, die nicht variiert werden . . . . .	27
3	Ausgewählte Laserparameter für die Untersuchungen zur Volumengenerierung inkl. gemessener Linienbreiten und Streuung. . . . .	31
4	Zusammenfassung des erzeugten Parametersatzes. Dieser kommt für alle folgenden Untersuchungen zum Einsatz. . . . .	40
5	Gefügeanalyse anhand der Siliziumpartikel, as-built Zustand. $\bar{A}$ -mittlere Fläche der Partikel, $\bar{d}$ -mittlerer Durchmesser, $\bar{n}$ -mittlere Partikelanzahl. . . . .	51
6	Analyse der Gefügehomoogenität anhand der Siliziumpartikel, wärmebehandelte Proben. $\bar{A}$ -Fläche der Partikel, $\bar{d}$ -Durchmesser, $\bar{n}$ -Anzahl. . . . .	51
7	Auswertung der Abstände der primär-Siliziumpartikel im as-built und wärmebehandelten Zustand. . . . .	52
8	Ergebnisse der Porositätsuntersuchungen mittels 3D Computertomographie. . . . .	58
9	Ergebnisse der Zugversuche. Fehler bei der Zugfestigkeit als Weibull-Modul, sonst als Standardabweichung angegeben. "Konventionell": AlSi40-Vergleichsmaterial, durch "melt-spinning" hergestellt. . . . .	61
10	Ergebnisse der Messung des thermischen Ausdehnungskoeffizienten im Temperaturbereich von $-185\text{ °C}$ bis $20\text{ °C}$ . . . . .	69

## Danksagung

Ich bedanke mich herzlich bei Herrn Prof. Dr. Andreas Tünnermann für die Betreuung der Promotion. Herrn Prof. Markus Rettenmayr möchte ich für die sehr hilfreichen Gespräche danken. Dr. Stefan Risse und Dr. Ramona Eberhardt danke ich für anregende Diskussionen und die stetige Unterstützung. Ein besonderer Dank geht an alle Kollegen der Gruppe Präzisionssysteme. Die gute Zusammenarbeit und das lockere Miteinander waren und sind mir sehr wichtig. Besonders möchte ich Dr. Johannes Hartung für seine bedingungslose Unterstützung danken. Ich habe viel gelernt und weiß das wirklich sehr zu schätzen. Auch Dr. Nils Heidler, Uta Schmidt und Erik Schmidt möchte ich für die vielen hilfreichen Gespräche danken. Dr. Jan Kinast stand mir stets mit seinem Fachwissen zur Seite und war immer für ein Gespräch bereit. Auch dafür vielen Dank! Den Kollegen der Ultrapräzisionsbearbeitung gebührt großer Dank, insbesondere Robert Jende trug stets mit kritischen Fragen zum Fortschritt der Arbeit bei. Für die Probenpräparation möchte ich den Kollegen der mechanischen Werkstatt des Fraunhofer IOF sowie Gilbert Leibelung danken. Roland Ramm danke ich für seine Unterstützung bei den CT-Messungen.

Ein großer Dank geht an Dr. Mirko Boin und Dr. Robert Wimpory, die mich während der Messungen am Forschungsreaktor BER II begleitet und unterstützt haben. Auch Prof. Carsten Ronning und Carmen Voigt aus der Arbeitsgruppe "Physik nanoskaliger Festkörper" möchte ich für die Unterstützung und Begleitung der Messungen am STEM danken.

Schließlich danke ich von ganzem Herzen meinen Eltern Volker und Ina Hilpert für alles, was sie so selbstverständlich für mich tun. Ihr seid mir stets die größte Unterstützung gewesen und dafür danke ich Euch.